



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**“EFECTO DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO EN LA FORMACIÓN
Y DISTRIBUCIÓN DE CARBUROS EN HIERROS NODULARES
ALEADOS CON 2% Cr”**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA

RAMSES ZENIL HERNÁNDEZ



MÉXICO, D.F.

2013



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: Profesor: M. en M. EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO

VOCAL: Profesor: DR. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

SECRETARIO: Profesor: M. en C. SERGIO GARCÍA GALÁN

1er. SUPLENTE: Profesor: M. en I. ADRIÁN MANUEL AMARO VILLEDA

2° SUPLENTE: Profesor: M. en I. AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO "D", DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA QUÍMICA METALÚRGICA.

ASESOR DEL TEMA: DR. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

SUPERVISOR TÉCNICO: M. en I. AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

SUSTENTANTE: RAMSES ZENIL HERNÁNDEZ

ÍNDICE

PÁGINA

INTRODUCCIÓN

Resumen.....	III
Justificación.....	IV
Objetivo.....	V
Hipótesis.....	VI

CAPÍTULO I. ANTECEDENTES

1.1. Hierros colados.....	1
1.1.1. Tipos de hierros colados.....	2
1.1.2. Proceso de obtención de los hierros colados.....	6
1.1.3. Hierro dúctil.....	7
1.1.3.1. Métodos de fabricación del hierro dúctil.....	8
1.1.3.2. Propiedades del hierro dúctil.....	10
1.1.4. Fundición CADI.....	11
1.1.4.1. Fabricación del hierro CADI.....	13
1.1.4.2. Propiedades.....	14

CAPÍTULO II. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1. Bases teóricas.....	16
2.1.1. Diagramas de fase.....	18
2.1.2. Carbono equivalente.....	23
2.1.3. Elementos aleantes.....	24
2.1.4. Velocidad de enfriamiento.....	30

CAPÍTULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1. Fabricación del hierro nodular con carburos.....	34
3.1.1. Selección de la pieza a fabricar.....	34
3.1.2. Condiciones de moldeo.....	35
3.1.3. Condiciones de la fusión.....	35
3.1.3.1. Condiciones de los tratamientos al metal líquido.....	37
3.1.4. Técnica de fusión.....	37
3.2. Análisis microestructural.....	41
3.2.1. Corte.....	41
3.2.2. Preparación metalográfica.....	42
3.2.3. Adquisición de imágenes.....	43
3.3. Análisis y caracterización de imagen.....	44
3.3.1. Caracterización del hierro nodular.....	45

3.3.2. Determinación del porcentaje de carburos.....	45
--	----

CAPÍTULO IV. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

4.1. Composición química.....	46
4.2. Evaluación.....	46
4.2.1. Características de hierro nodular.....	46
4.2.2. Porcentaje de carburos.....	56
4.2.3. Velocidad de enfriamiento.....	62
4.3. Discusión de resultados.....	63

CAPÍTULO V. CONCLUSIONES

5.1. Conclusiones.....	65
5.2. Sugerencias.....	66

ANEXOS

A. Balance de carga.....	67
B. Velocidad de enfriamiento.....	76

REFERENCIAS.....	77
------------------	----

CAPÍTULO I

ANTECEDENTES

RESUMEN.

En la necesidad de generar nuevos materiales para la fabricación de piezas de ingeniería que aumente sus propiedades en respuesta a su uso y los sistemas de producción a gran escala. Se ha optado por la búsqueda en la mejora de procesos de materiales ya existentes, económicos y de fácil manufactura. Esto ha generado una revolución en la producción de hierros, al ser materiales de fácil producción a gran escala y económicos.

La fabricación de piezas de hierros CADI, involucra en su primera etapa, la fabricación de hierros nodulares con carburos estables (llamados CNI Carbide Nodular Iron). Los carburos formados deben ser finos y distribuidos homogéneamente en la matriz en las condiciones iniciales de colada, además de ser estables durante todo el ciclo de austemperizado.

La formación de carburos en condiciones de colada se puede promover por altas velocidades de enfriamiento y por la adición de elementos aleantes (elementos promotores de carburos). Los estudios reportados en ambos sentidos son incipientes en la literatura internacional debido a que en los hierros nodulares convencionales, este era un factor que dañaba las propiedades mecánicas. Actualmente la formación de carburos en los hierros nodulares es fundamental para la producción de hierros CADI, por lo que este proyecto de tesis tiene un fuerte interés en la metalurgia de los hierros colados, para ser aplicado a nivel industrial, ya que estos materiales son muy resistentes al desgaste y a la abrasión. Este proyecto se dirige a evaluar el efecto que tienen tres velocidades de enfriamiento en hierros nodulares para la misma composición química y que potencialmente puedan ser utilizados como materia prima para la fabricación de hierros CADI.

JUSTIFICACIÓN.

El hierro nodular es de gran importancia en la industria de fundición ferrosa, debido al tipo de grafito libre que presenta (esferoide) y a las propiedades mecánicas. Es ideal para inducirle fracciones controladas de carburos, las cuales se está empezando a desarrollar con el propósito de ampliar sus aplicaciones, especialmente aquellas que requieren un balance entre resistencia al desgaste, tenacidad y dureza. Otro punto a favor de este tipo de hierros es que poseen una densidad menor a la del acero lo que va de la mano con la pérdida de peso de productos terminados tendencia que se busca en estos tiempos. Los hierros también poseen costos de producción menores, así como, un consumo energético menor para su fabricación en comparación con los aceros.

Recientemente se han realizado investigaciones para incrementar algunos valores de las propiedades mecánicas en piezas que demanden resistencia a la tensión y al desgaste, llamando la atención los resultados de la evolución microestructural de las fundiciones nodulares con tratamiento de austemperizado (CADI).

La búsqueda de mejores materiales que cumplan con las especificaciones requeridas para la fabricación de hierro CADI de mayor calidad exige un hierro nodular con buenas características como tamaño de nódulo, densidad de nódulos, porcentaje de nodularidad y una matriz predominantemente perlítica (85% mínimo). Este hierro nodular debe poseer un porcentaje de carburos con tamaños y distribuciones homogéneas con una buena resistencia a los tratamientos térmicos.

OBJETIVOS.

- 1). Fabricar piezas tipo bloque “Y” en hierro nodular de diferentes espesores para obtener diferentes velocidades de enfriamiento.
- 2). Evaluar y caracterizar la formación de carburos en función del espesor de la pieza.
- 3). Cuantificar el porcentaje de carburos en piezas de diferentes espesores evaluadas en el centro y la orilla.
- 4). Evaluar el efecto de la velocidad de enfriamiento en la formación y distribución de carburos en un hierro nodular aleado con 2% de Cr. Para diferentes espesores del bloque “Y”.

HIPÓTESIS

Para un hierro nodular de composición química fija, a mayores velocidades de enfriamiento en la solidificación, se promoverá la formación de mayores fracciones de carburos, que serán más finos y mejor distribuidos en piezas de sección delgada.

1.1 HIERROS COLADOS.

La fundición se define como el proceso de fusión de metales, mediante el cual, la materia prima es llevada desde un estado sólido a un estado líquido, por medio del aporte de calor proporcionado por energía en sus múltiples formas; eléctrica, combustibles líquidos, sólidos o gaseosos. En general se añaden elementos aleantes que cambian la composición química del metal, alterando de esta manera las propiedades mecánicas.

De manera general la fundición se puede clasificar de acuerdo al tipo de metal fabricado:

- Fundiciones ferrosas
- Fundiciones no ferrosas

Las fundiciones ferrosas son las que incluyen a los aceros y los hierros colados, éstos últimos son de gran importancia para este trabajo escrito.

El acero es una aleación de hierro con una cantidad de carbono variable entre 0.01% y el 2.00% de su composición. Si la aleación posee una concentración de carbono mayor al 2.00% se producen los hierros colados. Los hierros colados son aquellas aleaciones Fe-C con un contenido de C de 2-5%, Si de 2-4% y Mn 1% máx. (Tabla 1.1). Estas aleaciones son de importancia ya que se pueden producir grandes cantidades con un costo relativamente bajo, además de que poseen una alta disponibilidad, por otra parte se tiene un alto control en su proceso de fabricación [1].

Elemento	Hierro gris (%)	Hierro blanco (%)	Hierro maleable (%)	Hierro dúctil (%)
Carbón	2.5 – 4.0	1.8 – 3.6	2.00 – 2.60	3.0 – 4.0
Silicio	1.0 – 3.0	0.5 – 1.9	1.10 – 1.60	1.8 – 2.8
Manganeso	0.25 – 1.0	0.25 – 0.80	0.20 – 1.00	0.10 – 1.00
Azufre	0.02 – 0.25	0.06 – 0.20	0.04 – 0.18	0.03 máx.
Fósforo	0.05 – 1.0	0.06 – 0.18	0.18 máx.	0.10 máx.

Fuente: C.F Walton (ed), Iron Casting Handbook, Iron Casting Society 1981.

Tabla 1.1. Rangos de composición química de los hierros colados.

1.1.1 TIPOS DE HIERROS COLADOS.

Los hierros colados se pueden dividir en dos grandes grupos los cuales a su vez se dividen en otros más, estos grupos son [2]:

1) **Obtenidos directamente de colada.**

- **Hierro blanco.**

Su nombre se debe a la apariencia de color blanco que presenta la superficie de fractura al romperse. El carbono se presenta en forma de cementita y no en forma libre, es una aleación de alta dureza y por ello frágil. No requiere ningún tratamiento al metal líquido.

○ **Hierro gris.**

Su nombre se debe a la apariencia que presenta su superficie de fractura al romperse, esta presenta un color grisáceo. Su estructura está formada por una matriz que contiene grafito precipitado (grafito libre) en forma de láminas de diversos tamaños y grosores o formas variadas (tipo A, B, C, D y E) [3]. Para fabricar este tipo de hierro es necesario efectuar un tratamiento al metal líquido (inoculación).

○ **Hierro vermicular o compacto.**

Contiene en su estructura la precipitación de partículas de grafito alargadas, orientadas al azar e interconectadas, las cuales son cortas y relativamente delgadas con esquinas redondeadas, usualmente referidas como “forma de gusano”. Para su fabricación es necesario realizar dos tratamientos al metal líquido, la inoculación y nodularización. (%Mg residual = 0.008 - 0.016).

○ **Hierro nodular o dúctil.**

Hierro con grafito esferoidal. En esta fundición ferrosa el grafito en lugar de precipitar en forma de hojuelas (Hierro gris) lo hace en forma de esferoides. Este tipo de hierro necesita dos tratamientos al metal líquido, la inoculación y la nodularización para poder solidificar con la microestructura deseada, En el tratamiento de nodularización debe de mantener un rango de Mg residual para asegurar la microestructura deseada (%Mg residual=0.03 - 0.07). La densidad y forma de los esferoides varía con el enfriamiento.

2) Obtenidos por tratamiento térmico.

- **Hierro maleable.**

El hierro maleable es un hierro obtenido mediante el tratamiento térmico de un hierro blanco como base, el tratamiento térmico transforma el carbono combinado (Fe_3C), en un tipo de hierro irregular llamado carbono “temper”. Los tratamientos que se le dan al hierro blanco para convertirlo en maleable es un recocido en dos etapas. Todo depende de la composición química del hierro blanco, si tiene elementos grafitizantes y suficiente carbono. Un tratamiento promedio bajo buenas condiciones dura alrededor de 3.5hr a 940°C , esta etapa se lleva a cabo generalmente bajo atmosfera controlada para evitar la descarburización. Mientras más alta sea la temperatura del tratamiento aumenta el número de partículas de grafito.

En la segunda etapa las piezas son enfriadas a $740\text{-}760^\circ\text{C}$ con una velocidad de $3\text{-}11^\circ\text{C/hr}$, esto permite que el carbono aun disuelto difunda hacia el grafito temper.

- **Hierro ADI.**

Para la fabricación del hierro ADI se debe de partir de un Hierro nodular de buena calidad, el hierro nodular base debe de tener ciertas características como: buena densidad de nódulos, el % de nodularidad debe de ser mínimo del 80% y una microestructura perlítica. Para que a partir de un tratamiento isotérmico en el cual se promueve la formación de

ausferrita (ferrita acicular y austenita estable con altos contenidos de carbono). Posee propiedades similares a un acero forjado (alta resistencia mecánica y tenacidad), con la ventaja de ser más económico y con menor densidad que un acero.

- **Hierro CADI.**

En los últimos años se ha elaborado una nueva fundición nodular austemperizada (ADI), con carburos inmersos en la matriz ausferrítica, llamado CADI (“carbide austempering ductile iron”). En la bibliografía se encuentran ejemplos de la aplicación del hierro CADI y resultados de resistencia al desgaste, pero se habla muy poco sobre la fabricación del mismo. La fabricación del hierro CADI se debe tomar en consideración la materia prima del mismo, es decir, el hierro nodular previo al tratamiento térmico de austemperizado, por lo que este hierro nodular base debe de tener en consideración lo siguiente: el % de nodularidad debe de ser de 80% mínimo, la matriz debe de presentar entre 10-20% de carburos y el resto de la matriz debe de ser perlítica.

1.1.2 PROCESO DE OBTENCIÓN DE LOS HIERROS COLADOS.

Las materias primas (chatarras) para la fabricación de un hierro colado deben de considerar ciertos elementos químicos: Carbono, Manganeso, Silicio, Azufre y Fosforo. Debido a la variación de los puntos de fusión entre estos elementos químicos, las materias primas son ferroaleaciones como: Fe-Si, Fe-C y Fe-Mn. Este tipo de hierros poseen problemas cuando no se controla el contenido de Azufre y Fosforo [4].

La fusión se lleva a cabo en hornos de inducción, la carga se coloca en un crisol, alrededor del cual se encuentra una bobina, dicha carga se funde debido al paso del campo electromagnético sobre ella, comportándose como una resistencia, alcanzando su punto de fusión, el resultado es una fundición de alta calidad.

Existen tratamientos que se realizan al metal líquido para favorecer la formación de varios tipos de grafito y microestructuras. En las fundiciones ferrosas la inoculación es un tratamiento del metal líquido y consiste en adicionar un agente que permite crear sitios de nucleación dentro del metal fundido, haciendo que la solidificación ocurra con subenfriamientos menores, disminuyendo la formación de carburos y favoreciendo la precipitación de carbono grafito libre. Los agentes inoculantes más comúnmente utilizados es el Fe-Si, que presentan algunas variaciones en su composición química, especialmente en los elementos que actúan como formadores de los sitios de nucleación, tales como el Bario, Calcio, Aluminio, Estroncio, Manganeso, Zirconio, Titanio, y elementos de tierras raras tales como el Lantano y el Cerio. Este tratamiento se le da al metal líquido para controlar y mejorar la microestructura y por ende las propiedades mecánicas.

El proceso de fabricación de los hierros se puede hacer por: moldeo en verde, espuma perdida (lost foam), fundición centrífuga y molde permanente. El rango de temperatura de colada de estas aleaciones ferrosas es de 1300-1450°C, por ello se requiere de un molde con cierta permeabilidad y de alto punto de fusión como lo es la sílice. Los principales componentes para este tipo de molde son. arena-bentonita-agua, de los cuales se debe tener un control.

1.1.3 HIERRO DÚCTIL.

El hierro dúctil o nodular, se caracteriza por un grafito en forma de nódulos o esferoides. Debido a esa forma del grafito, este tipo de fundición posee más resistencia al desgaste, tenacidad y ductilidad en comparación con fundiciones grises. Este Hierro combina las siguientes propiedades de fundición: buena fluidez y moldeabilidad; y propiedades mecánicas: excelentes cualidades de maquinabilidad, una mayor resistencia mecánica que los hierros grises y buena resistencia al desgaste. Además, el hierro dúctil tiene varias propiedades similares a las del acero, como alta resistencia, tenacidad y ductilidad [5].

Las mejores propiedades de resistencia y tenacidad de la fundición dúctil le confieren características especiales y ventajosas como material estructural, frente a las fundiciones maleables y las fundiciones grises. Los hierros nodulares poseen la particularidad de tener el carbono grafito en forma de esferoides, que se forman durante la solidificación y es asociado a los niveles de magnesio residual, para obtener porcentajes adecuados se debe de considerar al azufre y el oxígeno del hierro líquido ya que reaccionaran con el magnesio agregado.

Para la formación del grafito esferoidal se debe tener generalmente entre 0.03 a 0.04% de Mg residual en el hierro; esta es la principal diferencia con la fundición gris. Bajo la presencia del magnesio, el grafito durante el proceso de solidificación toma forma esferoidal en vez de laminar. Niveles mayores de magnesio elevan la

capacidad del hierro al sobre enfriamiento y por tanto, al blanqueado. El grafito esferoidal al ser esferoidal reduce la formación de puntos concentradores de esfuerzos en la matriz del hierro, lo que garantiza altas propiedades mecánicas de la fundición.

Al hierro nodular se le agregan elementos que tienen funciones específicas en diferentes aspectos del mismo, un elemento muy usado es el Manganeso el cual es un promotor de carburos, este efecto modifica el tipo de matriz que se puede obtener ya que es un elemento perlitizante y promueve la generación de perlita al igual que el Cobre, Estaño, Antimonio, Níquel y Arsénico. El Silicio es un elemento grafitizante promueve la precipitación de carbono grafito. Existen otro tipo de elementos que promueven el blanqueado de los hierros como el Cromo, Vanadio, Molibdeno y Tungsteno, por producir carburos estables en la matriz del hierro nodular, elementos como el fósforo y el azufre son perjudiciales para la fabricación de este tipo de hierros. El azufre reacciona con el manganeso y con el magnesio produciendo compuestos (MnS y MgS) de propiedades mecánicas bajas lo cual afecta a las propiedades del hierro nodular, por su parte el fósforo reacciona con el Fe formando fosfuro de hierro (esteadita), el cual en concentraciones altas (1%) le confiere propiedades frágiles al material.

1.1.3.1 MÉTODOS DE FABRICACIÓN DEL HIERRO DÚCTIL.

Para el proceso de fabricación de este tipo de hierro se toma en cuenta desde la selección de las materias primas (primarias y secundarias), debido a un segundo tratamiento al metal líquido que se le realiza, el cual se ve seriamente afectado con altos niveles de azufre [4].

Posterior a ello se lleva a cabo la nodularización en Olla abierta:

Este proceso es el menos eficiente ya que solo se requiere agregar el agente nodularizante en la esquina contraria a donde se vierte el metal líquido (A), este método pierde gran cantidad de Mg por evaporación. El rendimiento del Mg oscila entre un 20-25%. Existe una modificación de la olla abierta (B) en la cual se sobre el nodularizante con rebaba de hierro y el rendimiento del Mg se eleva a 30-35%. Esto es representado en la figura 1.1.

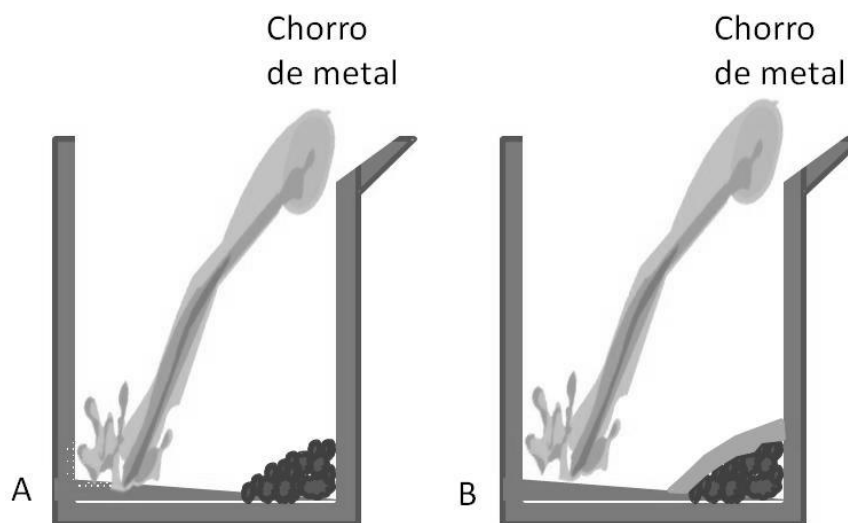


Figura 1.1. Esquema representativo del método de nodularización se presenta el método olla abierta (A) y olla abierta modificado (B).

Hay otros métodos para la realización del tratamiento, los cuales no fueron aplicados [6]:

- Método Sándwich
- Método Tundish
- Nodularización en el molde

1.1.3.2 PROPIEDADES DEL HIERRO DÚCTIL.

El hierro dúctil (hierro nodular o esferoidal) posee las siguientes propiedades: tiene buena fluidez y moldeabilidad, excelente maquinabilidad y buena resistencia al desgaste. Además, el hierro dúctil tiene varias propiedades similares a las del acero, como alta resistencia mecánica, tenacidad, ductilidad y posibilidad de ser trabajado en caliente, así como, de endurecimiento por temple y revenido. Las propiedades mecánicas están en función [7]:

- 1.- Tipo de matriz
- 2.- Forma y tamaño del nódulo de grafito formado.

La gran mayoría de los hierros nodulares son usados con las condiciones de colada (enfriamiento en molde de arena), sin embargo en ocasiones se requiere incrementar las propiedades mecánicas esto se puede lograr dándole un tratamiento térmico a las piezas coladas. Cabe destacar que el hierro nodular de colada es la base para aplicar tratamientos térmicos y mejorar sus propiedades.

Otra variable que modifica las propiedades del hierro nodular es por medio de la adición de elementos, muchos de los elementos presentes en el hierro nodular han sido clasificados por tener influencia sobre la microestructura, estos se clasifican en gratificantes (Si, Al, Ti y Ni) y formadores de carburos (Cr, Mo, Mn y V). En la figura 1.2. Se representa por medio de una gráfica cualitativa, los efectos de algunos elementos aleantes en el hierro dúctil.

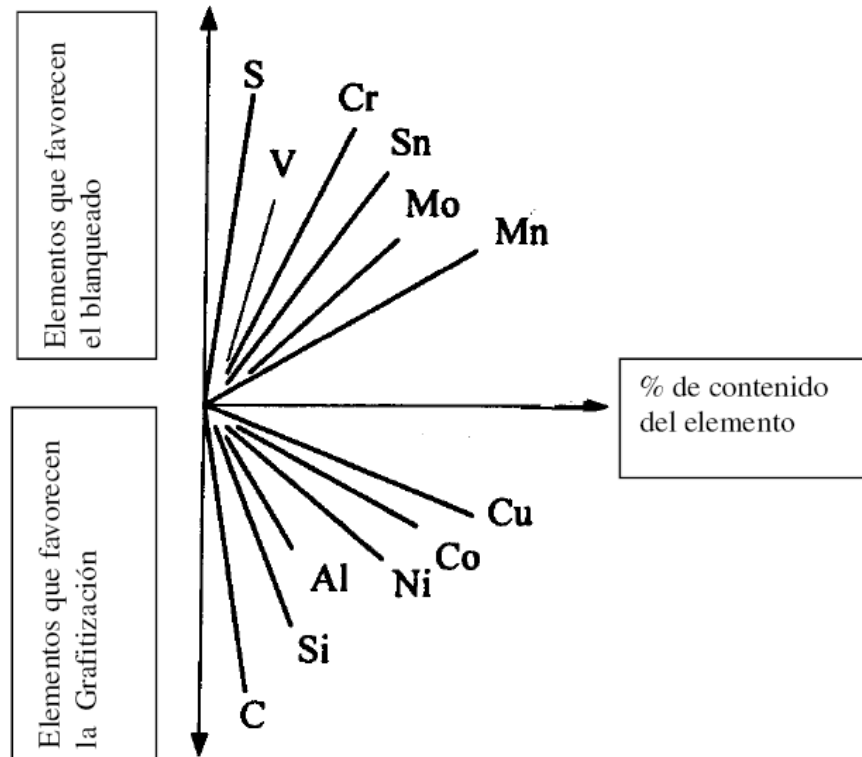


Figura 1.2. Potencial grafitizante y de blanqueo de algunos elementos aleantes.

1.1.4 FUNDICIÓN CADI.

Las fundiciones CADI (por sus siglas en inglés Carbide Austempered Ductile Iron) son fundiciones de hierro con grafito del tipo esferoidal que contienen carburos dispersos en la matriz a los que se les aplica un tratamiento térmico de austemperizado (tratamiento isotérmico).

La presencia de carburos promueve aumento en la dureza y resistencia al desgaste, pero disminuye la resistencia al impacto y ductilidad. El desafío tecnológico para el desarrollo del material está relacionado con el control de la microestructura que permita obtener un balance entre sus propiedades [8].

Desde finales del siglo XX se han explorado microconstituyentes y matrices, usando varias técnicas para explotar las ventajas de la resistencia al desgaste que

exhiben los carburos, así como también la tenacidad que brinda la matriz de ausferrita producida durante el proceso de austemperizado.

Métodos comunes para la producción de carburos en la microestructura de un hierro nodular:

1. Adición de elementos estabilizadores de carburos; Cr, Mo, Ti, V, Mn, etc.
2. Ajustar la concentración de los elementos C y/o Si para aumentar el grado de subenfriamiento, a fin de promover la formación de carburos ledeburíticos.
3. Altas velocidad de enfriamiento

El grado de disolución de los carburos durante el tratamiento térmico, dependerá de sus características y parámetros del tratamiento. Los carburos ledeburíticos producidos tanto por el control del carbono equivalente, como por una elevada velocidad de enfriamiento, son de baja estabilidad en comparación con los carburos aleados.

El efecto de los elementos estabilizadores de carburos es reducir el intervalo de temperatura entre los eutécticos estable y metaestable, lo cual promueve la solidificación según el diagrama metaestable. Asimismo, cuanto menor sea la velocidad de enfriamiento, el efecto de la microsegregación será mayor, la cual dará lugar al enriquecimiento en elementos formadores de carburos en las últimas regiones de líquido (zonas LTF “Last To Freeze”) y por ende, a la formación de carburos muy aleados, cuyo tamaño y morfología podrá variar, desde formas ledeburíticas a placas delgadas, según las características de la aleación, el tamaño de pieza y las condiciones del proceso de fabricación [9]. En la figura 1.3. Se aprecia el efecto de los elementos aleantes en la línea de temperatura del eutéctico, para el diagrama estable (t_{E}) y el diagrama metaestable (t_{EM}).

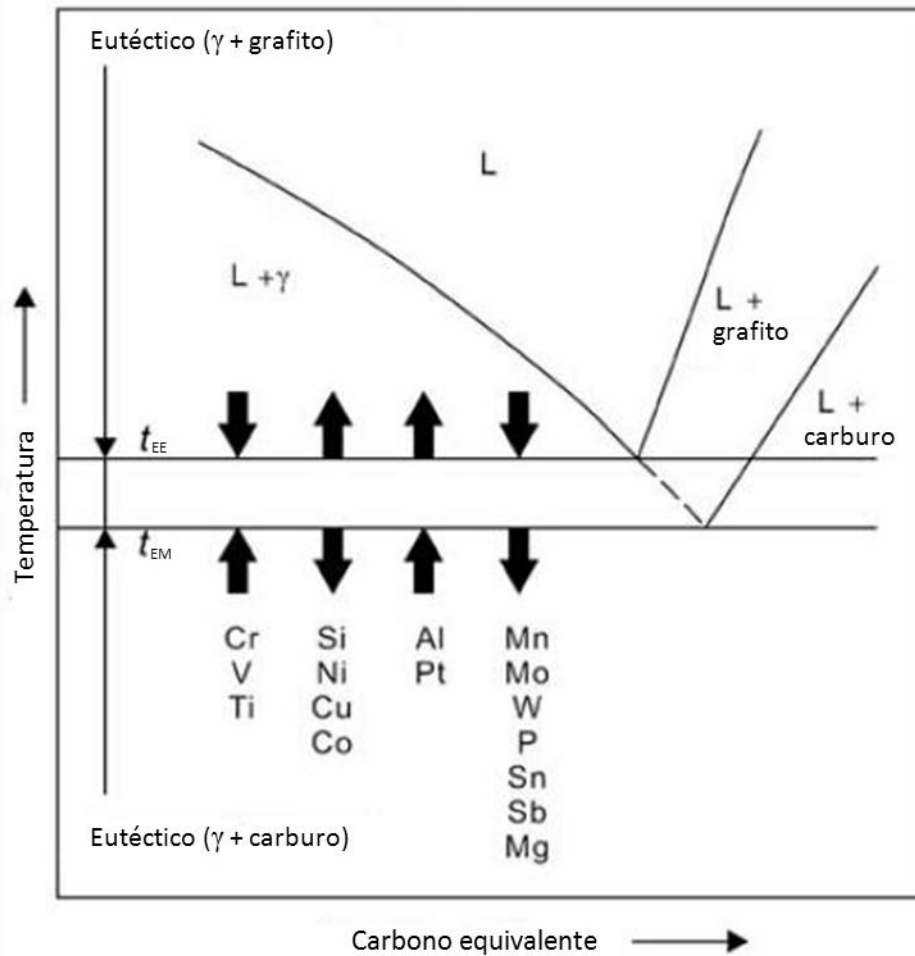


Figura 1.3. Efecto de los elementos aleantes en la línea de temperatura del eutéctico, para el diagrama estable (t_{EE}) y metaestable (t_{EM}). [10]

1.1.4.1 FABRICACIÓN DEL HIERRO CADI.

La última etapa de evolución de los hierros nodulares son los hierros CADI, en el que sus propiedades de alta resistencia al desgaste combinadas con la tenacidad de la matriz ausferrítica, los hacen un material muy competitivo contra algunos aceros aleados con tratamiento térmico de temple.

Para la fabricación de los hierros CADI se requiere obtener un hierro nodular con un porcentaje elevado de carburos (45 y 65%) directamente de colada y posteriormente realizar el tratamiento térmico [4].

Este tipo de hierro requiere de una matriz perlítica con carburos para su posterior tratamiento térmico de austemperizado, éste tratamiento es isotérmico con temperaturas que comprenden entre 850 a 950°C y varía en función de los tiempos de permanencia de las piezas en el horno los cuales varían, pueden alcanzar hasta 240 min. El tiempo de permanencia está en función de la geometría, temperatura y el espesor de la pieza. El tratamiento disuelve la mayoría de los carburos obtenidos por el subenfriamiento (velocidad de enfriamiento), manteniendo los carburos formados por elementos aleados, inmersos en una matriz de ausferrita [9]. Se realiza un enfriamiento rápido en sales con temperatura que van desde los 235 a 450°C y tiempos de 1 a 6 horas. Esto varía en función de diversos factores. Después solo se deja enfriar a temperatura ambiente [11],

1.1.4.2 PROPIEDADES

El hierro CADI posee propiedades mecánicas superiores en ciertos aspectos en comparación con el hierro nodular, pero también decaen otras propiedades en comparación con el hierro del cual se obtiene el CADI. A continuación se representan algunas de las ventajas y desventajas del hierro CADI [9].

Las principales ventajas del CADI son:

1. Más resistente al desgaste que los hierros ADI y algunos aceros templados.
2. Menos caro en comparación con el hierro blanco con 18% Cr.
3. Los costos involucrados en la fabricación del CADI resultan ser inferiores en comparación con los procesos de fabricación de otros materiales como el acero.

Las principales desventajas del CADI son:

1. Posee limitada maquinabilidad.
2. El costo puede incrementarse cuando el hierro base CDI (Carbide Ductile Iron) se fabrica mediante la adición de elementos formadores de carburos de elevado precio, como el molibdeno.
3. Se debe tener un control estricto del tratamiento de austemperizado para no disolver los carburos y esto depende de la geometría de la pieza.
4. No existen normas estandarizadas para la medición de las propiedades (ASTM, SAE, AISI, ISO)

La falta de estandarización en la fabricación de los hierros CADI es determinada por su poco tiempo de aparición y la falta de potencialización de sus propiedades en la fabricación de piezas estratégicas en la industria.

CAPÍTULO II
FUNDAMENTOS
TEÓRICOS

2.1 BASES TEÓRICAS

Las bases teóricas se originan en la necesidad de obtener hierros nodulares con características especiales y con una microestructura más especializada. Las nuevas necesidades para la industria moderna, la cual requiere de nuevos materiales que satisfagan la demanda creciente de los mismos y a un bajo costo.

La innovación en el campo de los hierros y el elevado costo de los acero aleados, ha inducido al desarrollo de nuevos hierros que suplan de manera más eficiente y económica. Los materiales que ahora se usan a un costo elevado. El hierro CADI (carbide austempering ductile iron) surge como una alternativa económica y con iguales o mejores propiedades mecánicas que los aceros usados en la industria actualmente.

La búsqueda del mejoramiento del proceso de fabricación de los hierros CADI, propone retos en el mejoramiento de su producción, desde la misma base de su fabricación, como son los hierros nodulares con carburos, la necesidad de una elevada cantidad de carburos en el hierro nodular base, nos muestra el camino por el cual se debe de optimizar, para el mejoramiento de la calidad. Esto supone el uso de elementos aleantes que promuevan la generación y mejoren la distribución de carburos en el hierro nodular base.

Un buen hierro nodular base (CNI Carbide Nodular Iron), para la fabricación de los hierros CADI, impacta en la calidad final del hierro CADI, el cual requiere una cantidad considerable de carburos para obtener las propiedades requeridas, este tipo de carburos debe de ser capaz de soportar los tratamientos térmicos a los cuales son sometidos, para la obtención de un hierro CADI.

Para la fabricación de hierro nodular es necesario realizar un tratamiento del metal líquido (tratamiento de nodularización), el cual consiste en agregar elementos que promuevan la esferoidización del carbono libre, tales como [4]:

- Magnesio
- Cerio
- elementos de la familia de tierras raras.

El elemento más empleado dentro de la industria como agente nodulizante debido a su bajo coste, es el magnesio, en forma de ferro-silicio-magnesio (Fe-Si-Mg).

El magnesio al ser un elemento de bajo punto de ebullición y reactivo, el cual va contenido dentro de la ferroaleación al momento de agregarlo en el baño se pierde por evaporación, oxidación y formación de compuestos con el azufre, en el primer caso es debido a que la temperatura de ebullición es de 1170 °C que comparado con la temperatura de tratamiento de aproximadamente 1350-1450 °C. En el segundo factor de pérdida, va a depender mucho de la cantidad de oxígeno presente en el metal líquido, el ambiente y el método de nodularización empleado. En el último caso dependerá de la cantidad de azufre que se encuentre en el metal líquido, por lo que se recomienda que el azufre no exceda de 0.03%, esta pérdida puede ser cuantificada con un análisis químico previo, debido a que el magnesio reacciona con el azufre en una proporción 1:1 molar, esto genera mayores costos para el tratamiento de nodularización. [12]

La composición química es muy importante para la obtención de carburos, es por ello que se deben conocer las propiedades deseadas, para determinar una microestructura que las cumpla. Se deben de elegir los elementos aleantes en base a su efecto en las fundiciones ferrosas.

2.1.1 DIAGRAMAS DE FASE.

Los hierros colados se diferencian de los aceros por su composición química (contenido de carbono $\geq 2\%$ y contenido de silicio $> 2\%$) y por su estructura, la cual presenta carbono libre (grafito). Llegando a tener carbonos equivalentes que van desde 2% hasta 4.7 %. Dependiendo del tipo de tratamiento que se le efectúe al metal líquido, composición química y velocidad de enfriamiento, la solidificación de los hierros colados de acuerdo con la termodinámica, puede seguir dos tipos de diagramas, el metaestable (Fe-Fe₃C), y el estable (Fe-Cg). Estos mecanismos pueden ser modificados por los elementos de aleación de manera considerable.

Diagrama metaestable Fe - Fe₃C [4].

El diagrama metaestable posee importancia tanto en su reacción eutectoide (transformación de un sólido en dos sólidos $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) para aceros y hierros. El eutéctico (transformación de un líquido en dos sólidos $L = \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) únicamente para fundiciones de hierro

El hierro sufre cambios estructurales con el aumento de la temperatura y a su vez es afectado por el contenido de carbono. En el caso de los hierros blancos, el diagrama adquiere sentido a partir del 2.11% de carbono, desde este porcentaje de carbono comienza a coexistir un nuevo microconstituyente llamado ledeburita ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$), la cual no es estable a temperatura ambiente y se descompone en ledeburita transformada (perlita + Fe₃C), en base a la reacción eutéctica se caracterizan a los fundiciones de hierro en:

- Hipoeutécticas: este tipo de hierros se forma cuando el contenido de carbono se encuentra entre 2.11% y menor que 4.3 %, parte de un hierro líquido que al ser enfriado (1400 °C y mayor que 1130 °C aproximadamente dependiendo del contenido de carbono), se convierte en austenita (γ), la cual posee una saturación de carbono, el remanente que no absorbió la

austenita, por debajo de los 1130 °C (temperatura eutéctica metaestable), se forma el microconstituyente ledeburita ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$), ahora persisten la ledeburita y austenita, continuando con la ruta de enfriamiento después de los 725°C (temperatura eutécticoide metaestable), la austenita (γ) se transforma a perlita ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) y la ledeburita al ser una combinación de austenita y cementita se transforma en ledeburita transformada (perlita + Fe_3C), quedando al final perlita y ledeburita transformada (la perlita que la forma posee morfología diferente), en la microestructura del hierro hipoeutéctico.

- Eutécticas: se forman cuando se tiene un contenido de carbono del 4,3 %. Se parte de un hierro líquido, el cual empieza a solidificar a 1130 °C en ledeburita ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) y a 725 °C pasa a ledeburita transformada (perlita + Fe_3C).

- Hipereutécticas: hierros con contenido de carbono que se encuentra entre 4.3 % a 6.67 %. El hierro en estado líquido pasa entre una temperatura mayor que 1130 y 1250 °C aproximadamente (dependiendo del contenido de carbono), a cementita (Fe_3C) y líquido. A 1130 °C existe otra transformación y quedan en la microestructura cementita (Fe_3C) y ledeburita ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$), la última transformación ocurre a 725 °C quedando finalmente ledeburita transformada y cementita.

En la figura 2.1. Se muestra el diagrama metaestable, en él se pueden apreciar gráficamente las composiciones y temperaturas, a las que ciertas fases y microconstituyentes pueden coexistir.

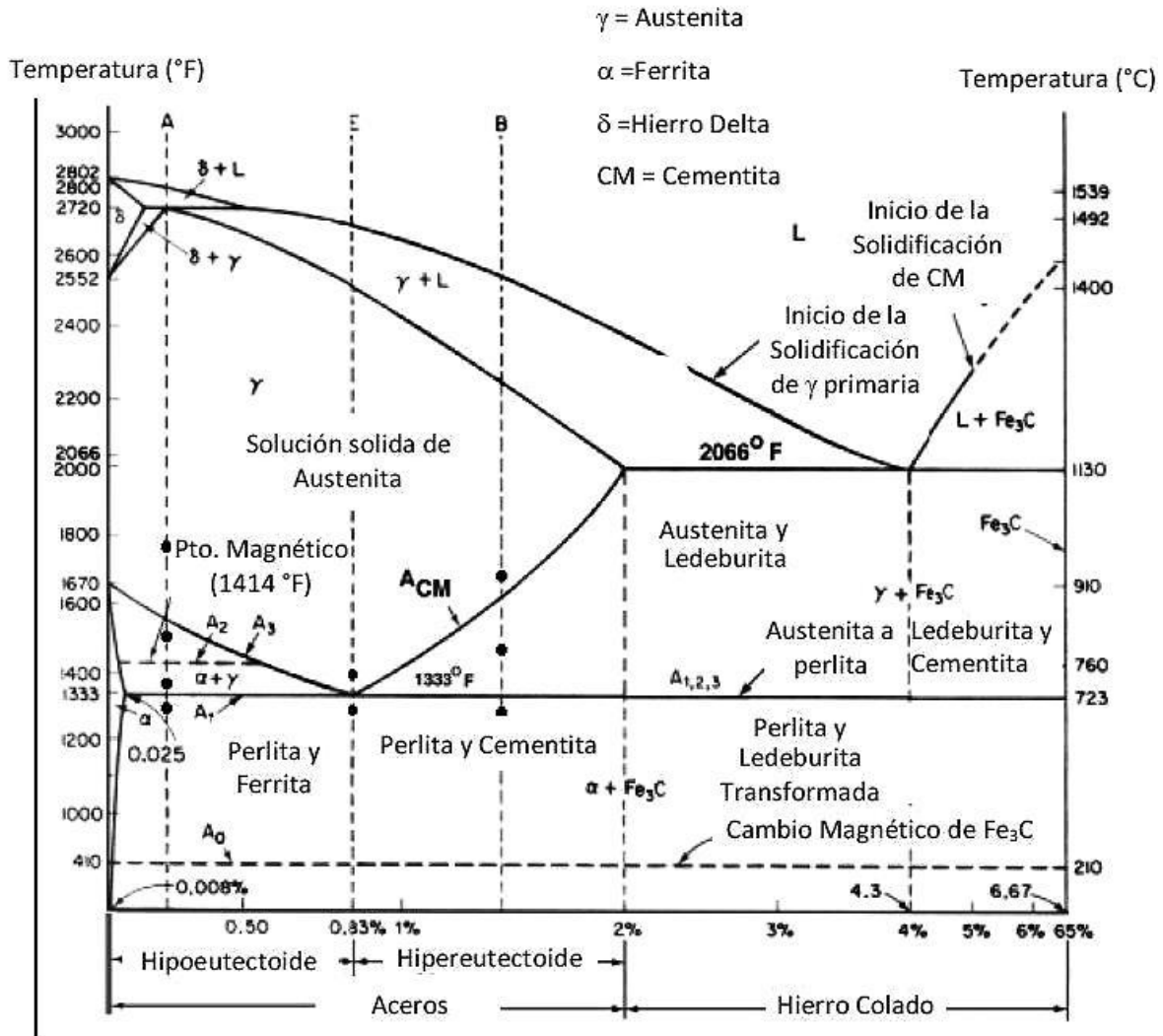


Figura 2.1. Diagrama metaestable Fe - Fe₃C [4].

Diagrama al Equilibrio Hierro-Carbono (grafito) [7].

Las transformaciones que se producen debido a los efectos de la temperatura, sobre los hierros grises y nodulares, deben estudiarse con base a un diagrama hierro-carbono grafito (Fe-C_g) conocido como diagrama estable, este muestra los fenómenos y transformaciones correspondientes a las aleaciones de alto contenido en silicio (de 1 - 4%). Sus constituyentes principales son grafito (C) y ferrita (α). En el diagrama estable las líneas de transformación “están desplazadas hacia arriba y hacia la izquierda”; los contenidos de las aleaciones eutécticas y

eutectoides del diagrama estable, varían con el contenido de silicio y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En la transformaciones del diagrama estable, para una temperatura dada, la austenita (γ) es capaz de disolver menor cantidad de carbono que cuando las transformaciones se hacen con el diagrama metaestable.

En este diagrama las reacciones eutéctoides y eutécticas, son desplazadas a la izquierda en el contenido de carbono, quedando con 0.65% y 4.2%C. La reacción eutéctica es muy importante para la fabricación de los hierros grises y nodulares, para este fin, el diagrama comienza en el 2.1% de carbono, la reacción eutéctica cambia a $L = \gamma + C_g$ al desplazarse las curvas por el efecto del silicio, el eutéctico se desplaza al 4.2% C.

Los hierros grises y nodulares se clasifican de acuerdo al porcentaje de carbono en:

- Hipoeutécticos: cuando el contenido de carbono se encuentra entre 2.1% y menores que 4.2%. Estos parten del hierro líquido, comienza a solidificarse en austenita (γ), el líquido que ya no puede contener tanto carbono, lo expulsa en forma de carbono grafito (C_g), al pasar de los 1153 °C (temperatura eutéctica estable), se obtiene austenita y el eutéctico ($\gamma + C_g$). A los 740 °C (temperatura eutéctoides estable), la austenita se transforma en hierro alfa, teniendo en la microestructura ($\alpha + C_g$), en los hierros nodulares se modifica la estructura del grafito, por medio de un tratamiento al metal líquido para la obtención de nódulos de grafito.
- Eutécticos: se forman cuando se tiene un contenido de carbono de 4,2 %. Se parte de un líquido con la composición mencionada, al perder temperatura, se solidifica a 1153 °C en el eutéctico ($\gamma + C_g$) y al pasar a los 740 °C, la austenita del eutéctico se transforma en ferrita (α), obteniéndose al final ferrita más carbono grafito ($\alpha + C_g$).

- Hipereutéticos: cuando el contenido de carbono se encuentra en valores de 4,2 % a 6,67 %. El líquido se comienza a enfriar precipitando en primera instancia el carbono grafito (C_g), al pasar a los 1153 °C, se obtiene carbono grafito más el eutéctico ($\gamma + C_g$), y al pasar la temperatura de 740 °C el eutéctico se descompone en ferrita (α) más carbono grafito, obteniéndose al final ferrita más carbono grafito ($\alpha + C_g$).

En la figura 2.2. Se muestra el diagrama estable, en él se aprecia gráficamente la relación de la composición con la temperatura, en la que ciertas fases y microconstituyentes pueden coexistir.

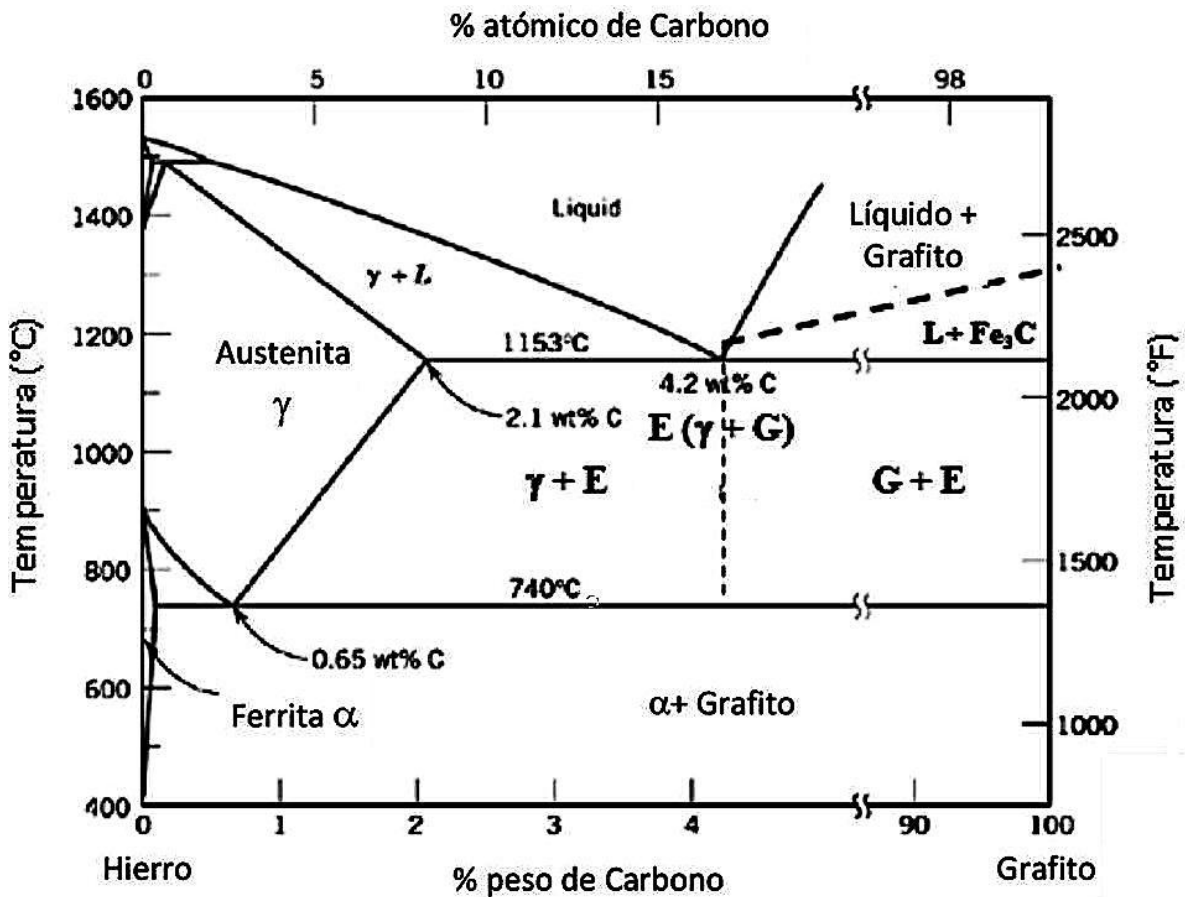


Figura 2.2. Diagrama de equilibrio Fe-C_g

2.1.2 CARBONO EQUIVALENTE.

El carbono equivalente es una referencia para los diagramas Fe-C, ya que toma en cuenta la composición química para cuantificar el efecto que ejercen los elementos aleantes sobre la fundición de hierro, estas correcciones mejoran la predicción del comportamiento de la aleación a través de los cambios de fase.

El carbono equivalente debe de mantenerse en ciertos rangos para obtener los resultados deseados, se han reportado en la literatura formas de calcular el carbono equivalente, así como los rangos ideales para la optimización en la obtención de hierros con ciertas características [13].

Las cantidades combinadas de carbono y silicio son usualmente expresadas como carbono equivalente ($\%C + 1/3\%Si$) [14]. Existen fórmulas para la obtención de carbono equivalente que toman en cuenta más elementos como el fósforo, manganeso y azufre. La necesidad para mantener un carbono equivalente del orden de 4.3%, como un requisito para obtener un nódulo de buena calidad y prevenir la formación de carburos [13].

La presencia de una alta cantidad de nódulos por mm^2 ha sido usada como un criterio para evaluar la calidad del hierro. Un alto grado de grafitización tiende a inhibir la formación de carburos. También el carbono equivalente sugiere no exceder cualquier valor superior a 4.7% ya que esto incrementa la posibilidad de flotación de grafito, especialmente en piezas de sección gruesa. En la tabla 2.1 se recomiendan valores de C.E. para las secciones críticas en las piezas de hierro nodular

Tabla 2.1. Carbono equivalente (C.E.) mínimo requerido para evitar en blanqueamiento de piezas con secciones críticas.

Sección	C.E.
Secciones < 0.5 pulgada	4.6 – 4.7
Secciones 0.5 a 2 pulgada	4.4 – 4.6
Secciones > 2 pulgada	4.3 – 4.4

2.1.3 ELEMENTOS ALEANTES [15].

Los elementos aleantes son de gran importancia ya que propician efectos notables en la microestructura de los hierros, estos se clasifican de acuerdo a su efecto en 3 tipos; Gamágenos, Alfágenos y Formadores de carburos. Algunos de los elementos presentes en los hierros son estabilizadores de la austenita (Gamágenos), otros son estabilizadores de la ferrita (alfágenos). Los estabilizadores de ferrita y austenita expanden sus respectivos campos de fase. Los estabilizadores de austenita disminuyen la temperatura eutectoide, expandiendo con esto el campo de estabilidad de la austenita.

Carbono (C).

El tamaño y número de nódulos de grafito formado durante la solidificación son influenciados por la cantidad de carbono, además del número de núcleos formados durante la práctica de la inoculación. El carbono tiene efecto en la fluidez y de las características de la contracción del metal fundido y debido que durante la solidificación no entra en solución pero si en suspensión, se reduce la fluidez. La combinación de un alto contenido de carbono (carbono equivalente) y una baja velocidad de enfriamiento resulta que se obtenga grafito flotado y la presencia del grafito degenerado.

Durante la solidificación del hierro nodular, la formación del grafito es acompañada por una expansión de volumen lo cual puede contrarrestar la contracción cuando el hierro pasa de estado líquido al sólido. La cantidad de carbono necesario para contrarrestar la contracción es indicada por ASM Handbook y el valor que se da es: $\%C + 1/7\%Si \geq 3.9\%$ [10].

Silicio (Si).

Uno de los elementos más importantes en la formación del hierro nodular es el silicio (Si), un incremento grande en el contenido de Silicio ha demostrado el decremento en la estabilidad de los carburos, resultando un decremento del tiempo de tratamiento térmico necesario para completar la disolución. Sin embargo, es necesario incrementar el contenido de silicio sobre 3.5 % para obtener un tiempo favorable de disolución y una gran cantidad de silicio puede ser indeseable. Contenidos de Silicio por debajo de 2.0% puede resultar en un alto grado de formación de carburos [13].

Manganeso (Mn).

El Mn disminuye la temperatura crítica superior de la austenización, incrementa la solubilidad de carbono en la austenita en los hierros colados. Promueve la formación de la matriz perlítica a “altas concentraciones”, es efectivo para mover la nariz de la perlita en el diagrama enfriamiento continuo CCT (Continuous Cooling Transformation) a tiempos más largos de tratamiento isotérmico [16].

Magnesio (Mg).

La nodularidad depende de la cantidad de magnesio residual presente en la composición química final. El aporte de magnesio en el tratamiento consta de varias etapas:

1. Cuando el magnesio es agregado al metal líquido, actúa como desoxidante y desulfurante del metal en combinación con el oxígeno y el azufre que se encuentra en solución, el resultado de la desoxidación y desulfuración es la

producción de óxido de magnesio y sulfuro de magnesio, los cuales presenta baja solubilidad en el metal y baja densidad.

2. El magnesio es altamente volátil (comparado con la temperatura del tratamiento), su punto de ebullición es de 1170°C, por lo que el contenido de magnesio disminuye con el aumento de la temperatura.
3. También es modificador de la forma del grafito (magnesio residual), conforme aumenta la cantidad de magnesio en el metal líquido la estructura o forma de grafito sufre cambios pasando primero desde grafito en forma de hojuelas a forma vermicular y finalmente a forma esferoidal. Este cambio que se presenta en la forma de grafito como función del magnesio residual se puede observar en la siguiente figura 2.3 si se tiene cantidades menores a 0.01% el grafito es de forma de hojuelas, en caso de que el magnesio residual se encuentre entre 0.01% y 0.03% la forma de grafito es vermicular, más allá de 0.035% de magnesio residual se encuentra el grafito en forma de esferoides.

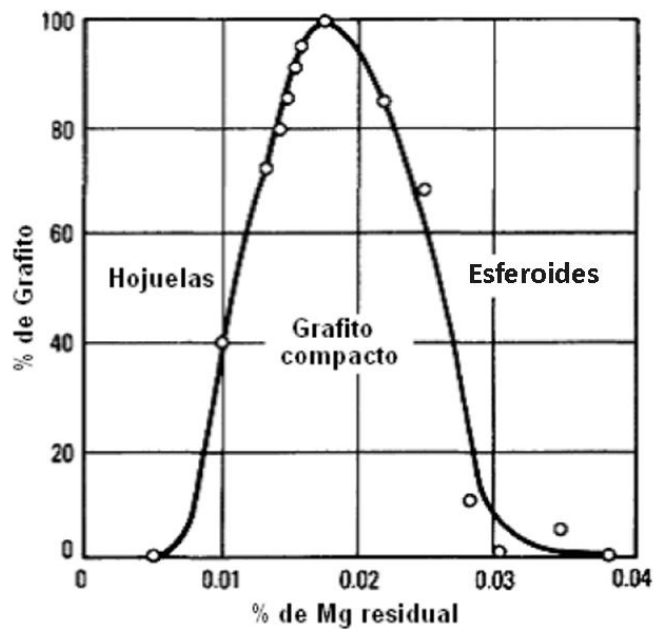


Figura 2.3. Efecto del magnesio residual sobre la morfología del carbono grafito

Molibdeno (Mo)

Elemento de aleación más utilizados, con el fin de aumentar la resistencia. Se añade en cantidades de 0,20 a 0,75%, aunque la más común es de 0,35 a 0,55%. Los mejores resultados se obtienen cuando el contenido de P está por debajo de 0,10%, El Molibdeno es un elemento formador de carburos que generalmente se agrega a los hierros nodulares. El Mo segrega en los límites de los granos y frecuentemente forma finos carburos eutécticos. La formación de carburos se lleva a cabo cuando excede el 0.5 %, estos carburos son muy estables y difíciles de disolver, usualmente se recomienda adicionar como máximo un 0.35% de Mo [17], para evitar la formación de carburos.

Cromo (Cr).

Elemento alfégeno, que forma aleaciones de sustitución en el hierro alfa y eleva la temperatura de austenización al incrementar su contenido, disminuye la región gama, por lo que la solubilidad del carbono es menor. Este mismo efecto lo hacen otros elementos alfégenos, pero en intensidad distinta, habiéndose estudiado la relación que hay entre el cromo y los demás elementos alfégenos [Kovacs, 1991]. El Cr es añadido para mejorar la dureza y la resistencia del hierro nodular convencional, y para ello, el nivel de Cr se adiciona entre 0.20 y 0.35%, más allá de este rango, se produce la formación de carburos de Cr.

El Cr es un elemento que se segrega en las regiones intercelulares, promueve la formación de carburos. Cuando una cantidad significativa de cromo es combinada con manganeso, se presenta perlita en el carburo, por lo cual la austenización requiere de un mayor tiempo. En los hierros, los carburos (por ejemplo carburos de cromo) forman una fase con la cementita y reemplaza los átomos de hierro en la estructura cristalina, forman carburos de cromo. Estos carburos formados tienen un enlace atómico muy fuerte con los átomos de carbono [17]. En la fig. 2.4 se muestra el efecto del Cr en las temperaturas eutécticas de los diagramas estable y metaestable.

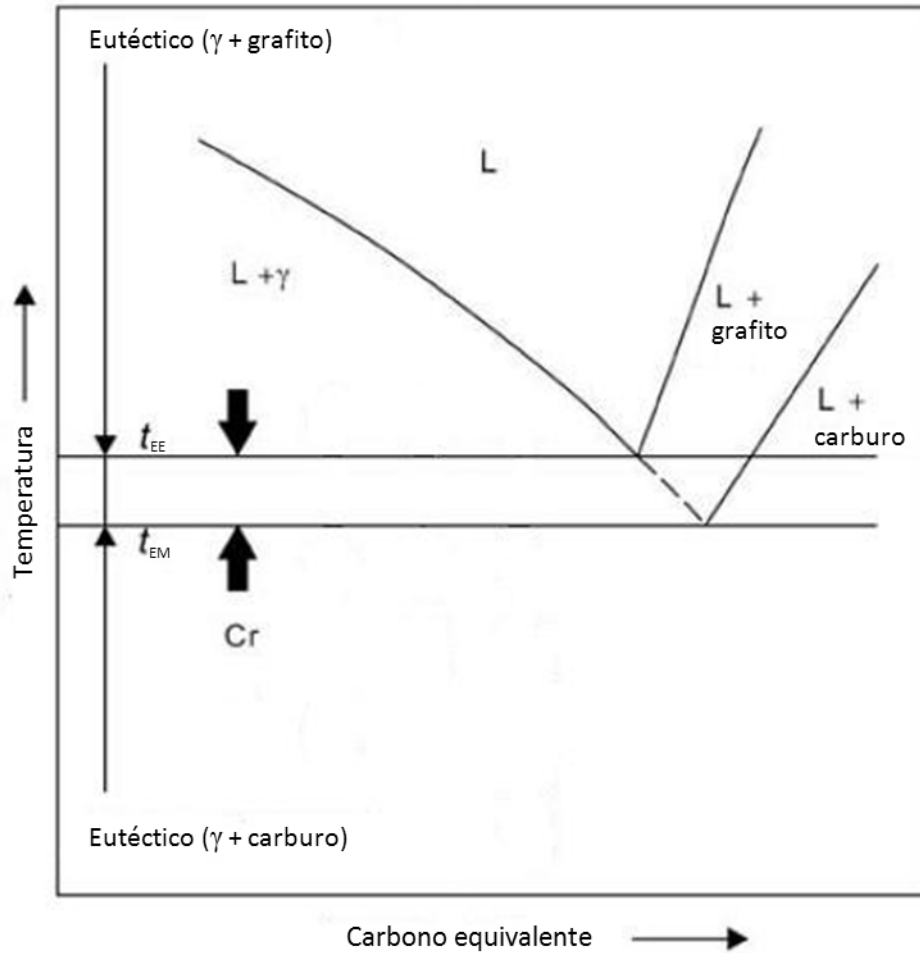


Figura 2.5. Efecto del Cr sobre las temperaturas T_{EE} (temperatura eutéctica estable) y T_{EM} (temperatura eutéctica metaestable) [10].

Otros Elementos

Cobre y Níquel se comportan de manera similar en los hierros. Fortalecen la matriz y disminuyen la tendencia a formar los bordes duros de carburo en las piezas. Son leves grafitizantes, que a menudo son sustituidos por algunos elementos como el Si en el hierro nodular. Los efectos del cobre y níquel parecen ser benéficos en un sentido de abatimiento de la cantidad de carburos. Para contenidos en exceso del 2%, el cobre puede causar dificultad en la nodularidad y el níquel puede causar la formación de martensita.

El uso de pequeñas cantidades de titanio promueve una matriz perlítica y modifica la morfología de los esferoides de carbono grafito. No teniendo un perjuicio aparente en el efecto a la tendencia sobre la formación de carburos en el hierro.

El Fósforo tiene un escaso efecto sobre la relación grafito/cementita, pero hace que el metal tenga mucha fluidez indirectamente esto debido al bajo punto de fusión de la producción del constituyente, que es fácilmente reconocida en la microestructura. En la producción de piezas de grandes secciones, el fósforo debe reducirse a alrededor de 0,3% a fin de evitar la contracción por porosidad.

La mayoría de los hierros mantienen el contenido de Azufre alrededor de 0,15 por ciento o entre el 0,09 a 0,12 por ciento cuando llevan tratamiento de nodularización, lo cual es común en el proceso de horno de cubilote para fundiciones de hierros. Ambos el cromo y el vanadio son fuertes estabilizadores de carburos y se sugiere que la cantidad de cada uno no exceda 0.3%.

El Vanadio tiene un efecto sobre el hierro nodular similar al Mo, pero la concentración debe ser limitada a menos de 0,15% si se quiere evitar la presencia de carburos. Incluso en pequeñas cantidades, el vanadio tiene un efecto beneficioso sobre la elevación de la temperatura de un hierro gris.

Tabla 2.2. Efecto de los elementos aleantes en las fundiciones [7].

Elemento	Grafitización y coeficientes de grafitización	Efecto sobre los carburos a alta temperatura	Efecto en la estructura del grafito	Efecto en el carbono combinado de la perlita	Efecto que produce en la matriz
Carbono	Favorece	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Silicio	Favorece +1	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Aluminio	Favorece +0,5	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Titanio	Favorece +0,4	Decrece estabilidad	Afina fuertemente	Decrece	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Níquel	Favorece +0,35	Decrece ligeramente estabilidad	Afina ligeramente	Decrece y estabiliza la perlita	Afina la perlita y da dureza
Cobre	Favorece +0,2	Indiferente	Indiferente	Decrece ligeramente	Da dureza
Manganeso	Se opone -0,25	Estabiliza	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Molibdeno	Se opone -0,30	Indiferente	Afina fuertemente	Aumenta ligeramente	Afina la perlita y resistencia
Cromo	Se opone -1	Estabiliza fuertemente	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Vanadio	Se opone -2,5	Estabiliza fuertemente	Afina	Aumenta	Afina la perlita y da dureza

2.1.4 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO [7].

La velocidad de enfriamiento depende del espesor de las piezas, de las propiedades térmicas del material y del molde empleado. La velocidad de enfriamiento es un factor que influencia decisivamente en la microestructura de los hierros. Los enfriamientos rápidos tienden a producir fundiciones blancas (Diagrama Fe-Fe₃C); los enfriamientos lentos favorecen la formación de carbono grafito, por lo tanto la formación de hierros grises o nodulares (Fe-Cg).

Cuando la velocidad de enfriamiento es tan elevada que produce grandes subenfriamientos hasta temperaturas menores a la del eutéctico metaestable, t_{EM} , en vez de solidificar el eutéctico con grafito libre se producirá un eutéctico con carburos (ledeburita). En la Figura 2.5. Se muestra la información que brinda una curva de enfriamiento típica (a), la solidificación de un hierro bajo gris (b), dos maneras de obtener un hierro atruchado debido a la velocidad de enfriamiento (c) y debido a elementos formadores de carburos (d).

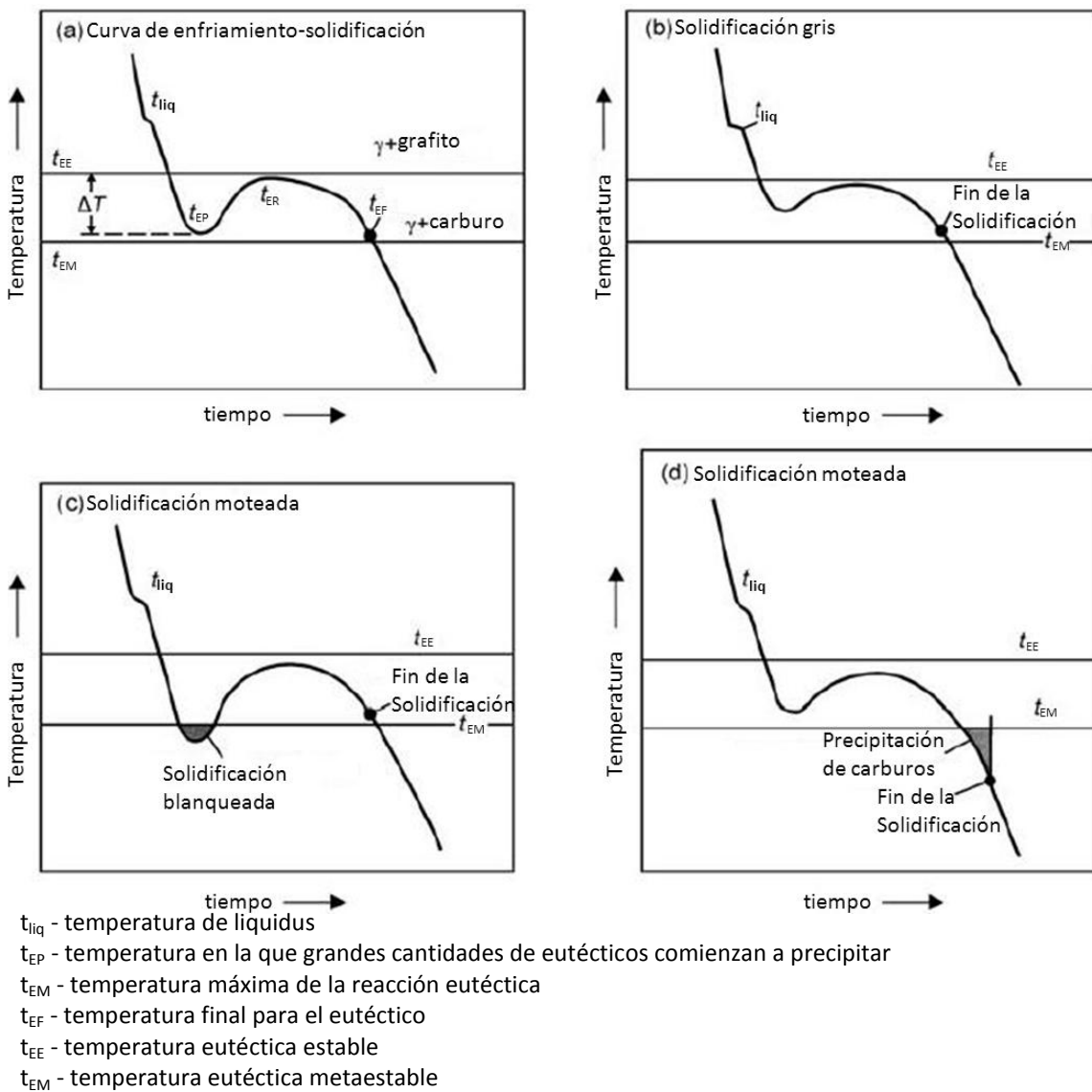


Figura 2.5. Condiciones de enfriamiento de los hieiros, bajo las que se favorecen la formación de carburos [10].

Una vez que el líquido se ha subenfriado hasta una temperatura menor a la del eutéctico metaestable la cinética de la reacción eutéctica permite un breve periodo de tiempo (segundos) la formación de carburos eutécticos.

En consecuencia, el calor latente de solidificación que ha evolucionado produce un aumento en la temperatura del líquido remanente lo que dificulta mantener las condiciones para suprimir la reacción eutéctica con grafito.

De este modo se producen microestructuras completamente blancas donde el subenfriamiento cinético ha sido muy severo; rodeado de aéreas moteadas con microestructuras mixta donde el subenfriamiento ha sido menos severo, y un área completamente blanqueada debido a que el subenfriamiento no se extendió por debajo de la temperatura del eutéctico metaestable.

Los carburos formados por enfriamiento rápido (CHILL) se producen durante las primeras etapas de la solidificación, cuando ocurren en condiciones de metaestabilidad. Los hierros más susceptibles de producir carburos por enfriamiento rápido son los hierros que tienen bajo carbono equivalente, o son las que presenta valores bajos de índice de saturación de carbono y aquellas en que las condiciones de nucleación no sean las adecuadas [4].

Esta influencia es tan marcada, que con una misma composición pero variando la velocidad de enfriamiento se obtienen diferentes microestructuras, lo cual genera diferentes propiedades mecánicas. La velocidad de enfriamiento varía comúnmente con el espesor de las piezas, también es modificable con la naturaleza de los moldes.

Los controles básicos a considerar en la velocidad de enfriamiento son: Los espesores delgados se enfrían mucho más rápidamente que los gruesos. Un tipo de molde metálico, enfría más rápidamente que un molde de arena. En algunos

casos, para alcanzar las mayores velocidades de enfriamiento, los moldes metálicos son refrigerados con agua.

En el caso de los hierros CADI con elementos de aleación, cuanto menor sea la velocidad de enfriamiento, tanto mayor será el efecto de la micro segregación, la cual dará lugar al enriquecimiento en elementos formadores de carburos de las últimas regiones de líquido que solidifica y por ende, a la formación de carburos muy aleados, cuyo tamaño y morfología podrá variar, desde formas ledeburíticas a placas delgadas, según las características de la aleación, el tamaño de pieza y las condiciones del proceso de fabricación [18].

CAPÍTULO III
DESARROLLO
EXPERIMENTAL

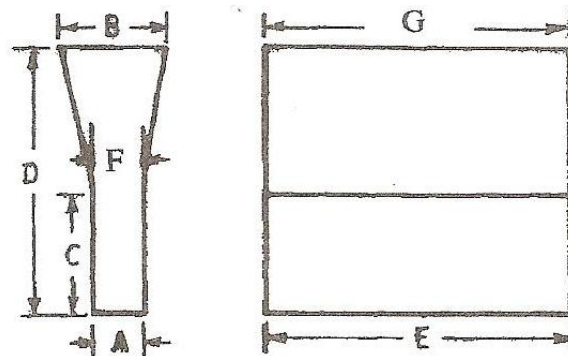
3.1 FABRICACIÓN DEL HIERRO NODULAR CON CARBUROS.

La realización de este trabajo se basó en la tesis de Jonathan Catalán Calderón [4] y Víctor Antonio Aranda Villada [19], en base a los trabajos previos se optó por realizar una fusión, para la producción de un hierro nodular con una composición química similar a la del Hierro nodular grado 120-90-02, pero con alto cromo, características deseables para la fabricación de hierro CDI.

El trabajo consistió de las siguientes etapas.

3.1.1. SELECCIÓN DE LA PIEZA A FABRICAR.

Para este trabajo se fabricaron bloques tipo “Y” con espesores de 15, 30 y 55 mm. Respectivamente (valor de A), ver Figura 3.1.



“Y” Block Size

Dimensions	For Castings of Thickness Less Than ½in.	For Castings of Thickness ½ in. to 1½ in.	For Castings of Thickness of 1½in. and Over
	in.	in.	in.
A	½	1	3
B	15⁄8	21⁄8	5
C	2	3	4
D	4	6	8
E	7	7	7
	approx	approx	approx

Figura 3.1. Geometría y dimensiones del bloque “Y”. Norma ASTM A897-M

3.1.2. CONDICIONES DEL MOLDEO.

Las piezas se moldearon en arena en verde, las condiciones de la mezcla fueron las siguientes:

- % de bentonitas activas: 10.
- % de carbono marino: 2.
- % de humedad: 3.5 – 4.
- Arena Sílice con No. AFS 60-70.

La mezcla se preparó en un molino chileno con capacidad de 50 kg.

3.1.3. CONDICIONES DE LA FUSIÓN.

Se utilizó un horno de inducción sin núcleo con capacidad máxima de 100 kg. Basado en la composición nominal de un hierro nodular grado 120-90-02, mostrada en la tabla 3.1, se adiciono un 2.2 % Cr para promover la formación de carburos

Tabla 3.1. Composición química nominal del hierro nodular grado 120-90-02.

Clase	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Mg
120-90-02	3.5-3.8	2.2-2.7	0.6 max	0.015 max	0.05 max	0.2-0.5	0.03-0.06

Las composiciones químicas de las materias primas primarias que se emplearon para el balance de carga se muestran en la Tabla 3.2 y las materias primas de ajuste, así como las ferroaleaciones para los tratamientos al metal líquido se muestran en las Tablas 3.3, 3.4, 3.5, 3.6.

Tabla 3.2. Composición química de las materias primas primarias.

	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg	%Cr	%Mo	%Fe
Chatarra de Acero (ch1)	0.068	0.016	0.192	0.0063	-	-	0.016	0.039	99.5
Chatarra de Hierro gris (ch2)	3.583	2.53	0.555	0.014	0.002	0.028	-	-	93.28

Tabla 3.3. Composición química del ferrosilicio (FeSi75).

Elemento	Si	C	S	P	Mg	Al	Fe
% Peso	74-79	0.15	0.025	0.035	0.55	1.5	23-28

Tabla 3.4. Composición química del ferrocromo (FeCr).

Elemento	Cr	C	Si	P	S	Fe
% Peso	60-70	0.03-0.5	2	0.04	0.03	27.9-37.9

Tabla 3.5. Composición química del recarburante.

Elemento	C	Cenizas	S
% Peso	60-70	0.03-0.5	2

Tabla 3.6. Composición química del noduloy (R6).

	%Si	%Mg	%Al	%Ca	%TRE
Noduloy R6 (FeSiMg)	45.43	6.42	0.62	1.12	1.09

3.1.3.1. Condiciones de los tratamientos al metal líquido.

Al metal líquido se le realizarán los siguientes tratamientos:

- Inoculación: para generar una adecuada densidad de nódulos se llevará a cabo una inoculación temprana (0.15%) e inoculación tardía (0.05%) o post-inoculación con Fe75Si.
- Nodularización: se buscará un Magnesio residual entre 0.04 y 0.07%, para garantizar que sea nodular. La ferroaleación empleada es NODULOY R6 (FeSi6%Mg).

El metal fundido con tratamiento previo se vertió a moldes tipo “Y” elegidos previamente de tres espesores 1.5, 3 y 5.5 cm respectivamente, para obtener diversas velocidades de enfriamiento. Se realizó un análisis térmico a cada pieza “Y” para obtener las velocidades de enfriamiento de las piezas. Las temperaturas serán medidas a través de termopares tipo “K” conectados a un adquisidor de datos estas serán registradas por un computador.

3.1.4. TÉCNICA DE FUSIÓN.

La técnica de fusión aplicada correctamente, permite crear un control en las etapas del proceso de fusión y de la composición química final del material, en base a la secuencia de carga, así como el correcto tratamiento del hierro líquido como lo son la inoculación y la nodularización, la técnica de fusión utilizada para nuestro fin se describe a continuación:

1. Balance de carga.

El primer paso es efectuar el balance de carga para determinar las cantidades en kilogramos de cada una de las chatarras que se tienen.

El balance de carga se muestra en el anexo A, donde se determinó las cantidades precisas de cada material para la producción de hierro nodular con carburos

2. Acondicionamiento de la carga.

Para la materia prima primaria (chatarra de acero y hierro colado): se le realizó una limpieza mecánica con cepillo de alambre, ya que no se encontró contaminación por aceites, solventes y líquidos. Solo se encontró polvo que recubría la superficie de las piezas, se fracturaron las piezas grandes en piezas de menor tamaño, en el caso del hierro colado, en el caso de acero no se le realizó ningún otro tipo de preparación especial, ya que su presentación es en forma de retornos del proceso de troquelado (troquel).

3. Acondicionamiento del horno.

Se supervisa que el horno de inducción se encuentre en óptimas condiciones de operación, revisando las principales variables críticas en el funcionamiento del horno:

- Unidad de enfriamiento: checar que las bombas principales se encuentre en óptimas condiciones. La falta de enfriamiento de las bobinas podría generar la fusión de las mismas.
- Unidad de potencia: supervisar el funcionamiento del mismo, principalmente el sistema interno, nivel de agua, fusibles.
- Unidad de fusión: supervisar el estado en que se encuentra el refractario del horno. No debe de tener grietas.

Las temperaturas utilizadas para la fusión se calculan en base a la composición química del hierro (Carbono equivalente) que se deseaba fabricar fueron:

Temperatura de fusión: 1180°C.

Temperatura de trabajo: 1480-1520°C.

Temperatura de tratamiento: 1460-1500°C.

Temperatura de vaciado a moldes:1380-1400°C.

4. Secuencia de carga.

En la secuencia de carga se debe indicar el orden de las materias primas dentro del horno de inducción, este orden obedece a factores dados por el punto de fusión, la solubilidad y cantidades relativas. La secuencia de carga se muestra en la figura. 3.2.

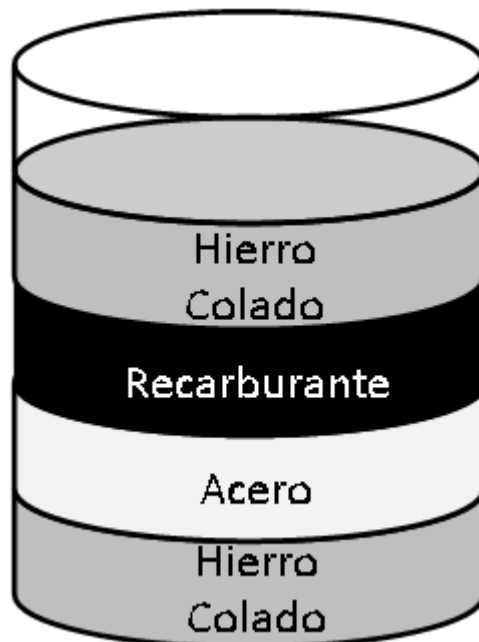


Figura. 3.2. Esquema representativo de la secuencia de carga dentro del horno de inducción

5. Composición química preliminar.

La importancia de éste paso es conocer la composición química del metal fundido y que éste cumpla con la especificación que se requiere, en caso contrario, se procede a ajustar los elementos de aleación que se encuentren por debajo, utilizando las materias primas de ajuste. Las composiciones químicas se obtuvieron a través de un espectrómetro de emisión atómica de la marca Spectro analytical instruments modelo SPECTROLAB LAVWA18B.

6. Escorificación

Antes de proceder a realizar el tratamiento de inoculación temprana y nodularización, se procede a retirar la escoria que se ha formado en la superficie del metal líquido.

7. Tratamientos del metal líquido

Los tratamientos requeridos para la fabricación del hierro nodular en cuestión son la inoculación y nodularización. La secuencia de estos tratamientos fue la siguiente:

- I. Inoculación temprana: se realiza al momento de bascular el horno de inducción a la olla de tratamiento. El nivel de inoculación temprana fue de 0.15% base silicio.
- II. Nodularización: el método elegido para el tratamiento, fue el método Sándwich, considerando para éste una eficiencia promedio del 45% para el Mg. Y un magnesio residual en el producto final entre 0.03 -0.08 %.
- III. Inoculación tardía (post-inoculación): se realiza en el momento de vaciar el metal líquido a moldes. Se utilizó un nivel de inoculación de 0.05% base Si.

8. Vaciado a moldes.

Antes de vaciar a moldes se retira la escoria generada durante el tratamiento de nodularización. En éste paso se procede a realizar la inoculación tardía o post-inoculación, considerando que el vaciado debe de ser sobre la tina de colada para evitar turbulencias y desprendimiento de arena del molde que dañe la calidad de la pieza a una de temperatura de 1400°C.

9. Desmoldeo.

Después del enfriamiento se desmoldaron las piezas de las cajas de moldeo. Posteriormente se realizó una limpieza manual con cepillo de alambre para la eliminación de posible arena adherida a la superficie de las piezas.

3.2. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.

Las piezas obtenidas por fundición se clasificaron en función del ancho, que en la norma de bloque Y se conoce como "A". Se les realizó un corte específico para su análisis. A las muestras obtenidas de las piezas cortadas, se les preparo metalográficamente [20] y se realizaron imágenes de cada zona marcada dentro de la muestra, esto para cada muestra.

3.2.1. CORTE.

A los 3 bloques "Y" obtenidos se les realizaron cortes para su análisis, el primer corte se realizó para la obtención de la pieza de interés retirando el alimentador del bloque "Y".

Para la caracterización de cada bloque "Y", se obtuvieron 2 muestras. Para el análisis en se requirió obtener muestras en las paredes de la pieza y en el centro de la pieza, los cortes se muestran en la figura 3.3

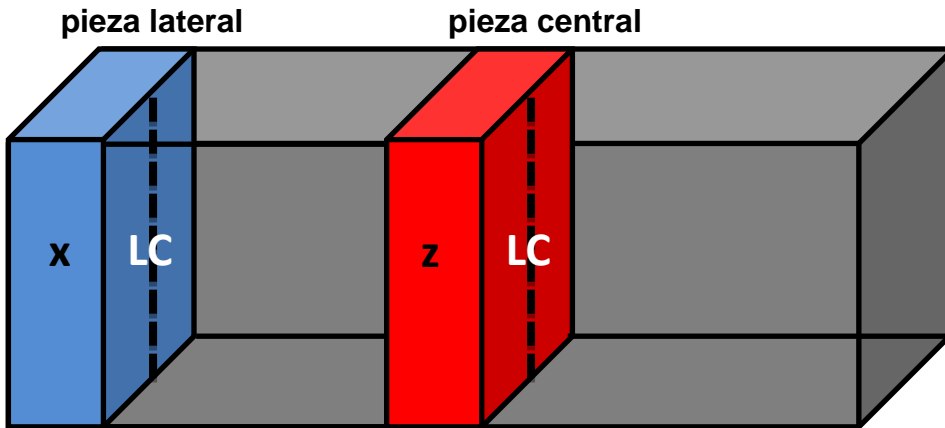


Figura 3.3. Cortes realizados a las piezas tipo “Y”, x, pieza lateral y z, pieza central. LC es la línea central de la pieza.

3.2.2 PREPARACIÓN METALGRÁFICA [20].

Para la preparación metalográfica de las piezas, se siguió el orden correspondiente:

- Se comenzó el proceso del desbaste grueso, el cual consiste en quitar todos los planos generados por el disco de corte.
- Desbaste fino: Se desbasta la pieza con lija No 240 intercalando giros de 90 grados hasta la eliminación de rayas grandes, posteriormente se ocupa es una lija No 320 y se repite el procedimiento anterior se pasa a la tercera que se ocupa, que es una lija No 400 y por último se ocupa una lija No 600.
- Pulido grueso: Una vez acabada la pieza se pule en un paño grueso con alúmina en polvo, para quitar las rayas provocadas por la lija No 600.

- Pulido fino: Por último, se pule la pieza en un paño fino con alúmina en polvo fina, para quitar las rayas del paño grueso, la pieza debe quedar pulida a espejo.

Una vez obtenidas las piezas a espejo se procede a la caracterización sin ataque, para la caracterización de la matriz se realiza un ataque con nital 2.

Una vez realizado lo anterior, se procede a un ataque químico severo de oscurecimiento de la pieza para la cuantificación de carburos. Para este ataque se aplicó una solución de: 10mL HNO₃, 4mL HF y 87mL de agua destilada. Este procedimiento fue realizado para las 6 piezas obtenidas de los bloques “Y” de los 3 espesores marcados.

3.2.3 ADQUISICIÓN DE IMÁGENES.

La adquisición de imágenes, se realizó en 3 etapas:

Etapa 1: en esta parte se enfocó en el microscopio metalúrgico zonas previamente seleccionadas para la toma de imágenes a 100X de las muestras, sin ataque químico para su caracterización, el procedimiento se repitió para las seis probetas.

Etapa 2: Esta etapa requirió de las probetas con ataque químico con nital 4 para revelar su microestructura, se obtuvieron imágenes a 100X en zonas previamente seleccionadas para su análisis y caracterización posterior, esta metodología se aplicó a las seis probetas.

Etapa 3: en la última fase, se requirió del ataque químico de oscurecimiento, para el conteo de carburos, las imágenes fueron requeridas a 100X en zonas específicas de las piezas, se realizaron dos tomas por punto, la metodología fue aplicada a todas las probetas. La figura 3.4 muestra las zonas de toma de imágenes de las tres muestras analizadas.

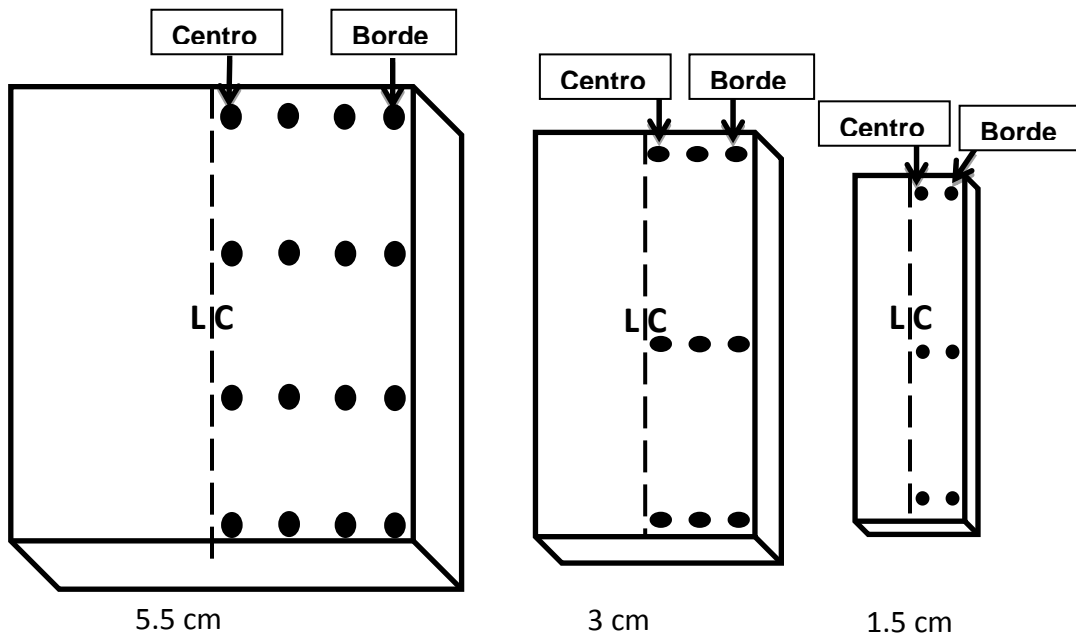


Figura 3.4. Puntos de toma de imagen (A* en la norma ASTM A879-M) para las piezas de 55 mm, 30 mm y 15 mm de espesor.

3.3 ANÁLISIS Y CARACTERIZACIÓN DE IMAGEN.

Para la caracterización de las imágenes se utilizó de un software de análisis para la cuantificación de los carburos (Image pro plus win32) y de los patrones de AFS para evaluar las características del grafito [3] y [21].

El procedimiento se realizó de la siguiente manera:

1. Se obtuvieron dos imágenes por punto, para minimizar el error del conteo.
2. Se mejoró la imagen a través del balance de blancos y negros.
3. Se sometió a un conteo de área, el cual fue ajustado para la medición de áreas blancas, dada la naturaleza de los carburos.

* A = Dimensión principal del bloque Y

4. Se obtuvo un promedio de carburos por zona de análisis obteniéndose 6, 9 y 16 promedios dependiendo de las dimensiones de la pieza.

5. Se generó un mapeo de distribución de carburos por cada pieza.

3.3.1. CARACTERIZACIÓN DEL HIERRO NODULAR.

Con base a las imágenes de las muestras y con la ayuda de tablas y patrones, se procede a la caracterización de los hierros nodulares con carburos obtenidos, como lo es: porcentaje (%) de nodularidad, densidad de nódulos, tamaño de nódulos, tipo de matriz y porcentaje (%) de carburos [3] y [21].

3.3.2. DETERMINACIÓN DEL PORCENTAJE DE CARBUROS.

Para la determinación del porcentaje de carburos totales, se tomaron en cuenta los carburos generados por el Cr y los carburos obtenidos por el enfriamiento del metal, para ello se oscureció la superficie por medio de un ataque químico que no afecta a los carburos dejándolos visibles, mientras que el resto de la matriz es oscurecida por sobre ataque, una vez atacadas las probetas se procedió a obtener dos imágenes por punto seleccionado, esto para minimizar el error del conteo de carburos, una vez obtenidas las imágenes se clasificaron en función de un código que hace referencia a coordenadas dentro de una pieza definida; Se mejoró la imagen a través del balance de blancos y negros propio del software de análisis de imagen.

Se sometió a un conteo de área, a la cual le fueron modificados los factores para la medición de áreas en nuestro caso áreas blancas, dada la naturaleza de los carburos ante la luz, una vez obtenidos los valores, se exportaron a Excel para la suma del área total y se obtuvo el porcentaje de carburo en el punto. Con los datos obtenidos se generó un mapeo de distribución del porcentaje de carburos para cada pieza.

CAPÍTULO IV
RESULTADOS Y
ANÁLISIS DE
RESULTADOS

4.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA.

La composición química final del hierro nodular experimental por espectrometría de emisión atómica se presenta en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Composición Química del hierro fabricado

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Mg	%Cu
3.30	2.81	0.47	< 0.01	< 0.002	2.20	< 0.05	0.07	0.48

De la composición química puede apreciarse en el C_{Eq} ($\%C + 1/3 \%Si$), es de 4.24, que es muy cercana a la eutéctica, lo que favorece la formación de nódulos de grafito simultáneamente con la austenita.

4.2 EVALUACIÓN.

4.2.1 CARACTERIZACIÓN DEL HIERRO NODULAR.

4.2.1.1 Resultados para un bloque tipo “Y” A=15 mm de espesor.

Los resultados de las características microestructurales promedio para el bloque “Y” de 15 mm de espesor se presentan en la tabla 4.2.

Tabla 4.2. Características microestructurales promedio del hierro nodular para el bloque “Y” de espesor A=15 mm obtenidas mediante normas de la AFS a 100X [15].

% de ferrita	% de perlita	% de carburos
0	76	24
% de nodularidad	Densidad de nódulos	Tamaño de nódulo
90	200 nódulos/mm ²	7-8

En la figura 4.1 se muestra la microestructura en 3 condiciones diferentes de preparación para el bloque “Y” A=15 mm de espesor.

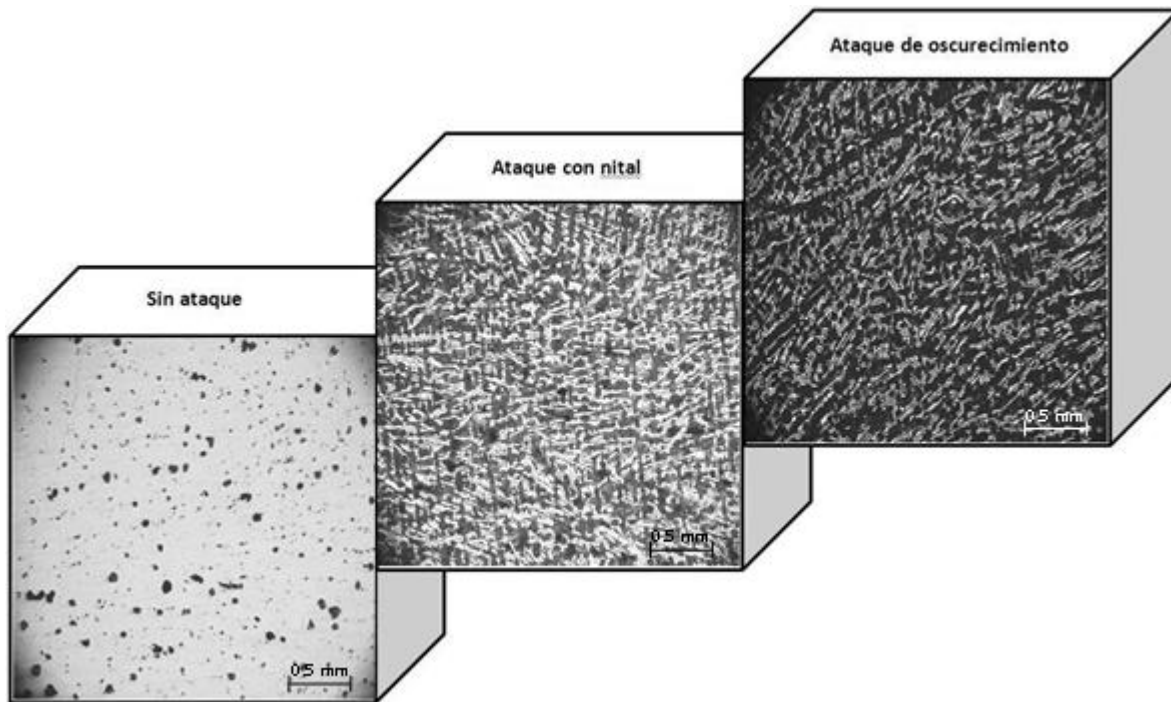


Figura 4.1. Microestructuras representativas del bloque “Y” espesor A=15mm a 100X.

En la figura 4.2 y 4.3 se observa una imagen representativa de la morfología y distribución de carburos en la pieza central y lateral respectivamente, del bloque “Y” A=15mm de espesor.

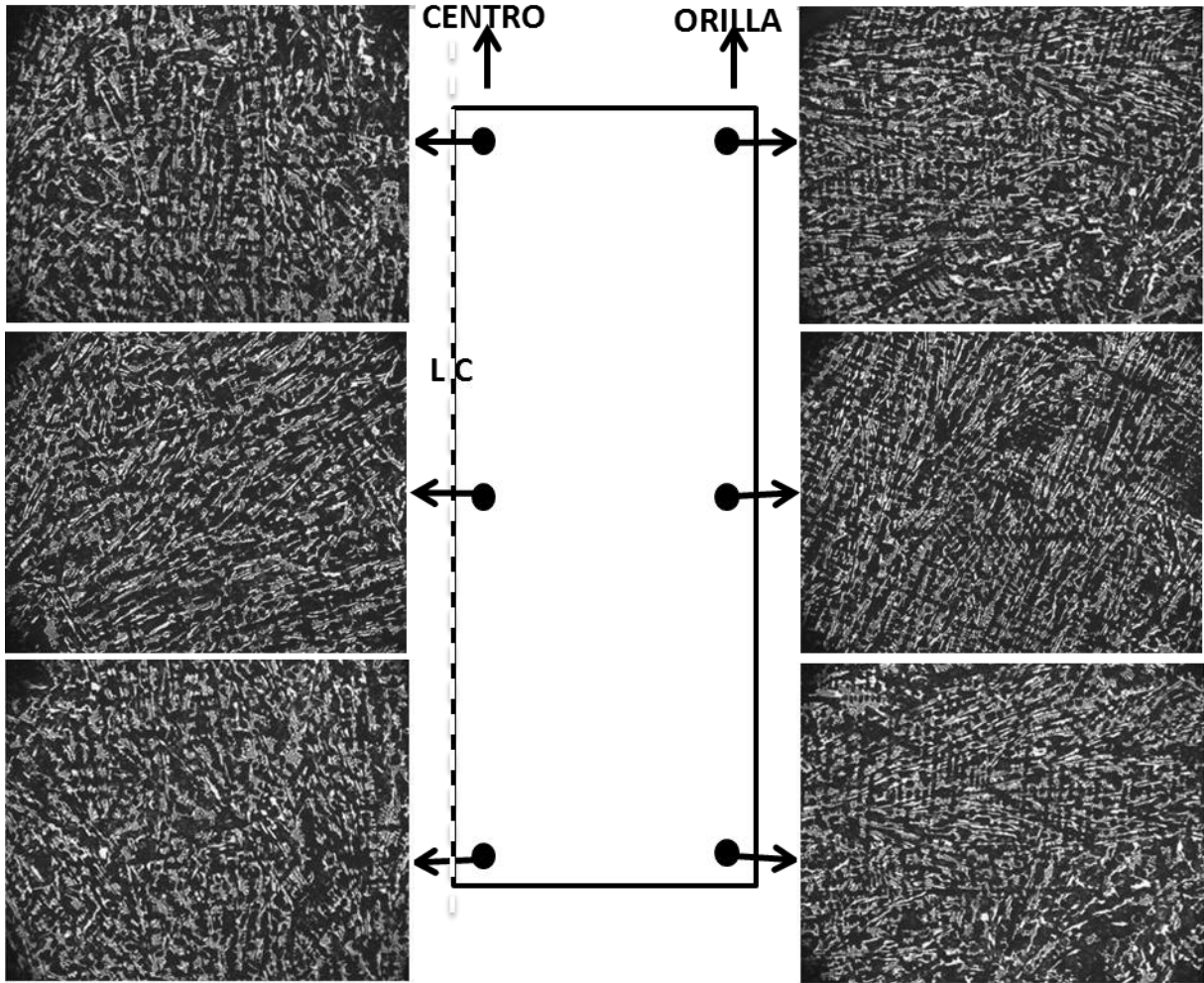


Figura 4.2. Imágenes representativas de la distribución de carburos en la pieza central del bloque “Y” espesor A=15 mm a 100X.

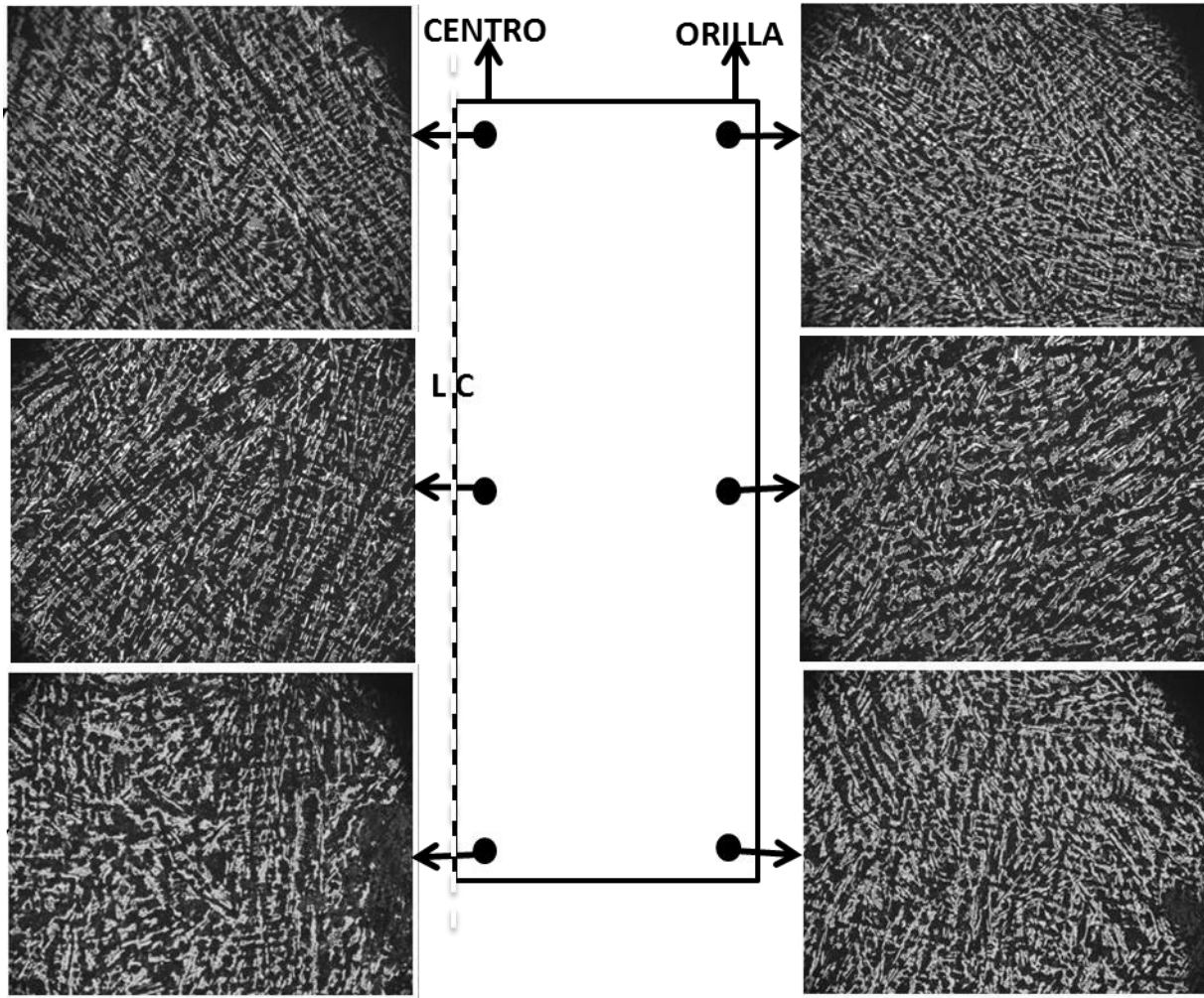


Figura 4.3. Imágenes representativas de la distribución de carburos en la pieza lateral del bloque "Y" espesor $A=15$ mm a 100X.

4.2.1.2. Resultados para un bloque tipo “Y” A=30 mm de espesor

Los resultados de las características microestructurales promedio para el bloque “Y” de 30 mm de espesor se presentan en la tabla 4.3.

Tabla 4.3. Características microestructurales promedio del hierro nodular para el bloque “Y” de espesor de A=30mm obtenidas mediante normas de la AFS a 100X[15].

% de ferrita	% de perlita	% de carburos
10	72	18
% de nodularidad	Densidad de nódulos	Tamaño de nódulo
85	150 nódulos/mm ²	7

En la figura 4.4 se muestra la microestructura en 3 condiciones diferentes de preparación para el bloque “Y” de A=30 mm de espesor.

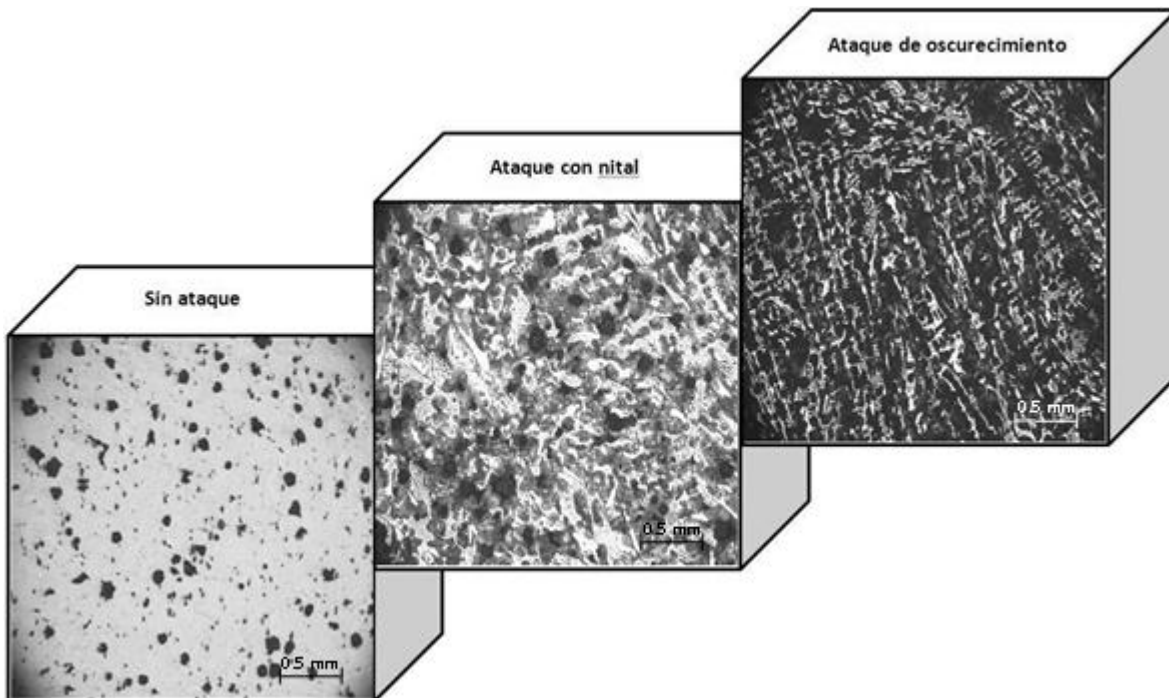


Figura 4.4. Microestructuras representativas para el bloque “Y” de espesor A=30mm a 100X.

En la figura 4.5 y 4.6 se observa una imagen representativa de la morfología y distribución de carburos en la pieza central y lateral respectivamente, para el bloque “Y” de A=30mm de espesor.

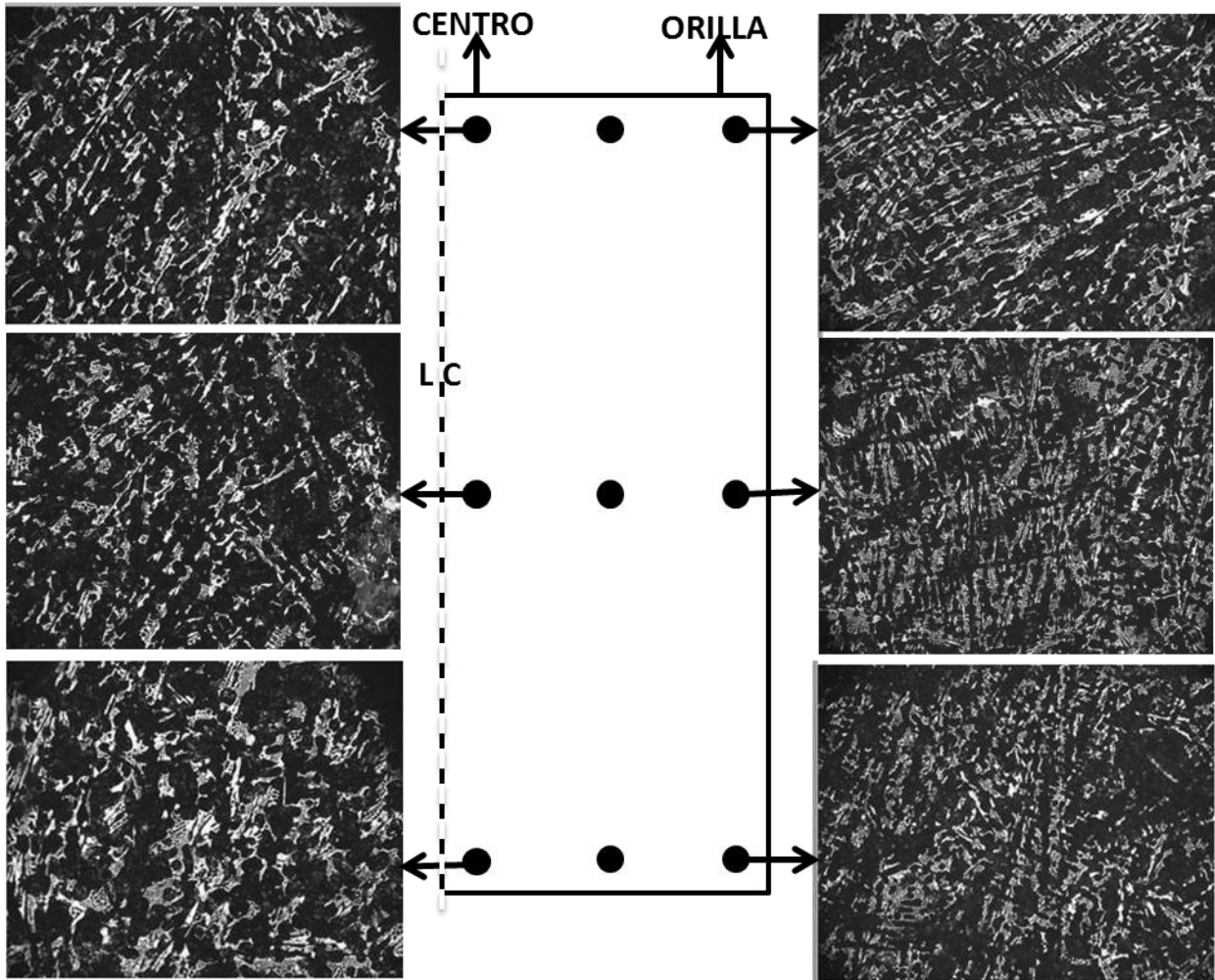


Figura 4.5. Imágenes representativas de la distribución de carburos en la pieza central del bloque “Y” espesor A=30 mm a 100X.

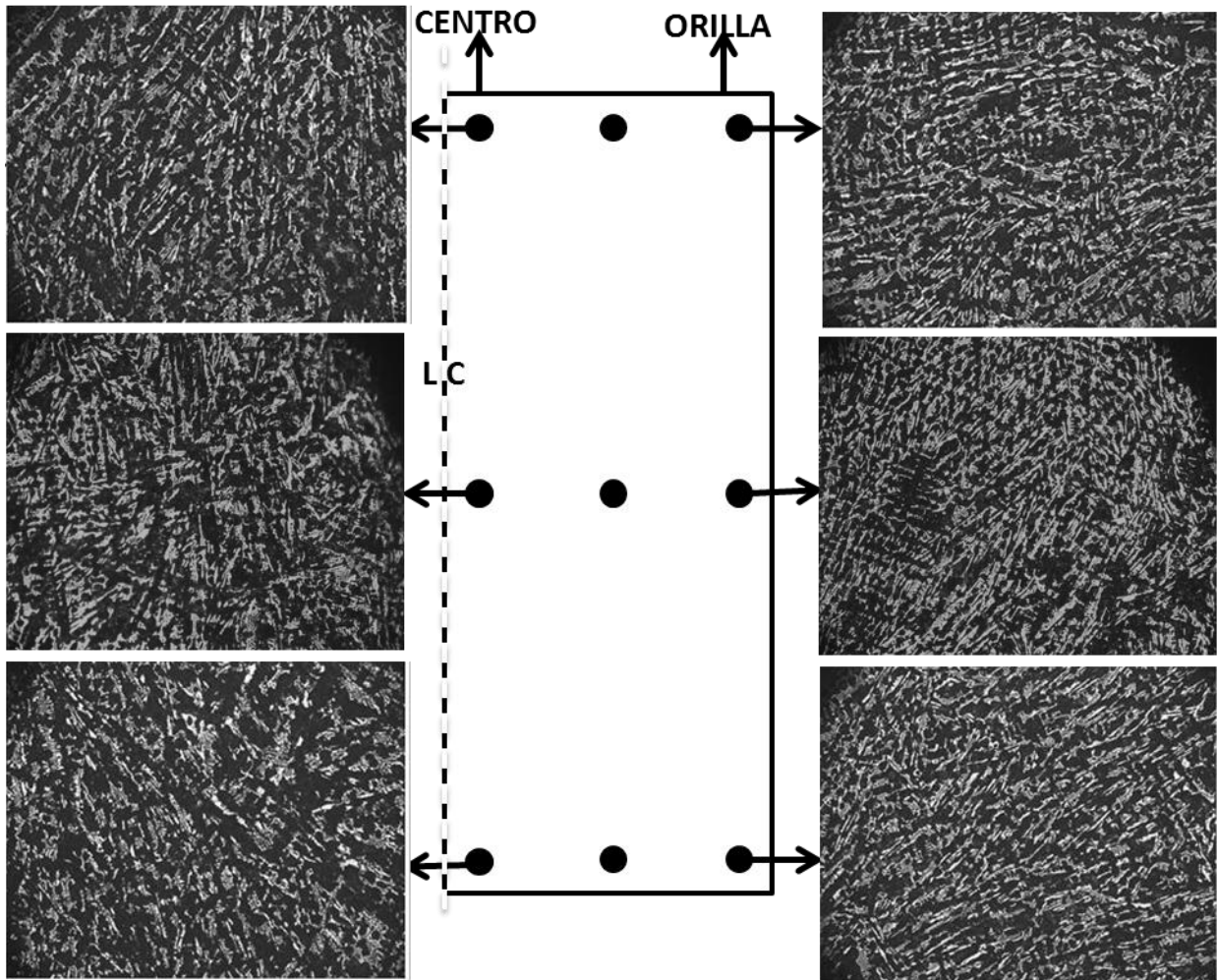


Figura 4.6. Imágenes representativas de la distribución de carburos en la pieza lateral del bloque "Y" espesor $A=30$ mm a 100X.

4.2.1.3. Resultados para pieza tipo “Y” A= 55 mm de espesor.

Los resultados de las características microestructurales promedio para el bloque “Y” de A=55 mm de espesor se presentan en la tabla 4.4.

Tabla 4.4. Características microestructurales promedio del hierro nodular del bloque “Y” de espesor de A=55mm obtenidas mediante normas de la AFS a 100X[15].

% de ferrita	% de perlita	% de carburos
5	73	22
% de modularidad	Densidad de nódulos	Tamaño de nódulo
85	100 nódulos/mm ²	6-7

En la figura 4.7 se muestra la microestructura en 3 condiciones diferentes de preparación para el bloque “Y” de A=55 mm de espesor.

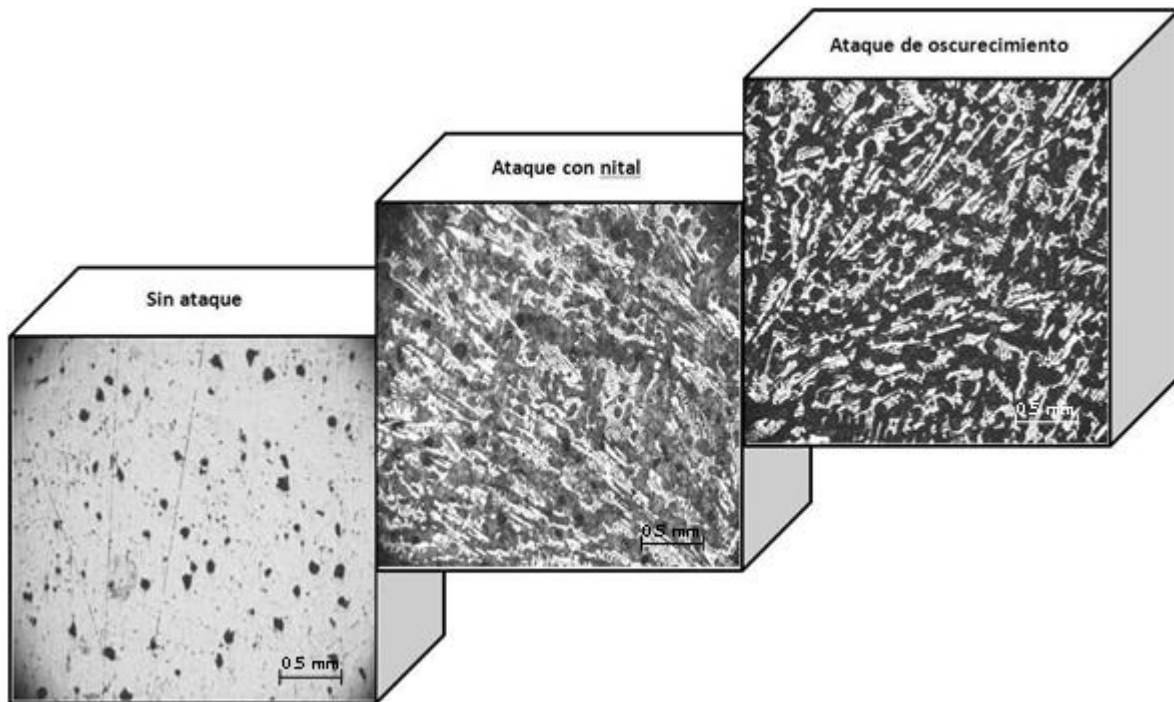


Figura 4.7. Microestructuras representativas para el bloque “Y” de espesor A=55mm a 100X.

En la figura 4.8 y 4.9 se observa una imagen representativa de la morfología y distribución de carburos en la pieza central y lateral respectivamente, para el bloque "Y" de A=55mm de espesor.

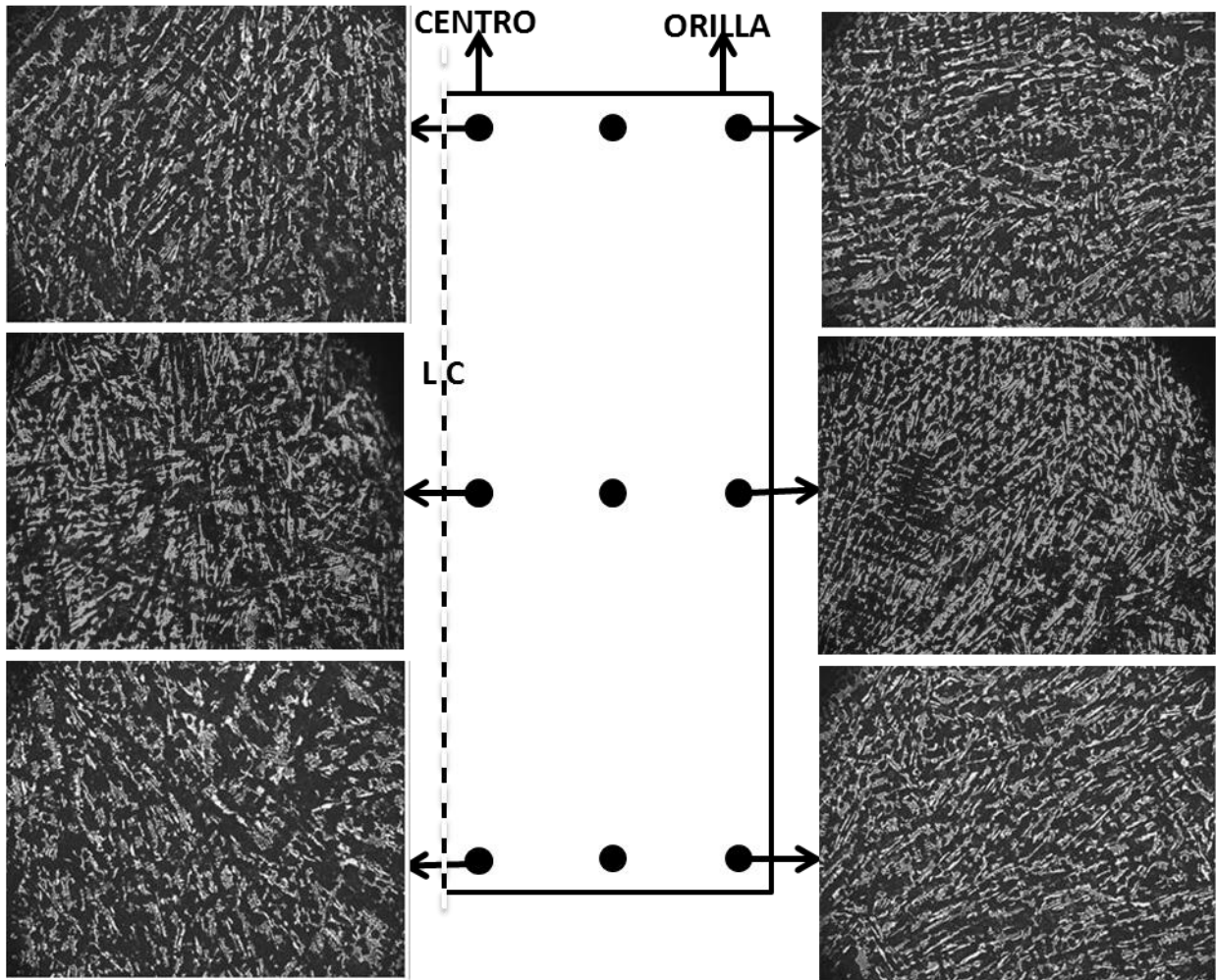


Figura 4.8. Imágenes representativas de la distribución de carburos en la pieza central del bloque "Y" espesor A=55 mm a 100X.

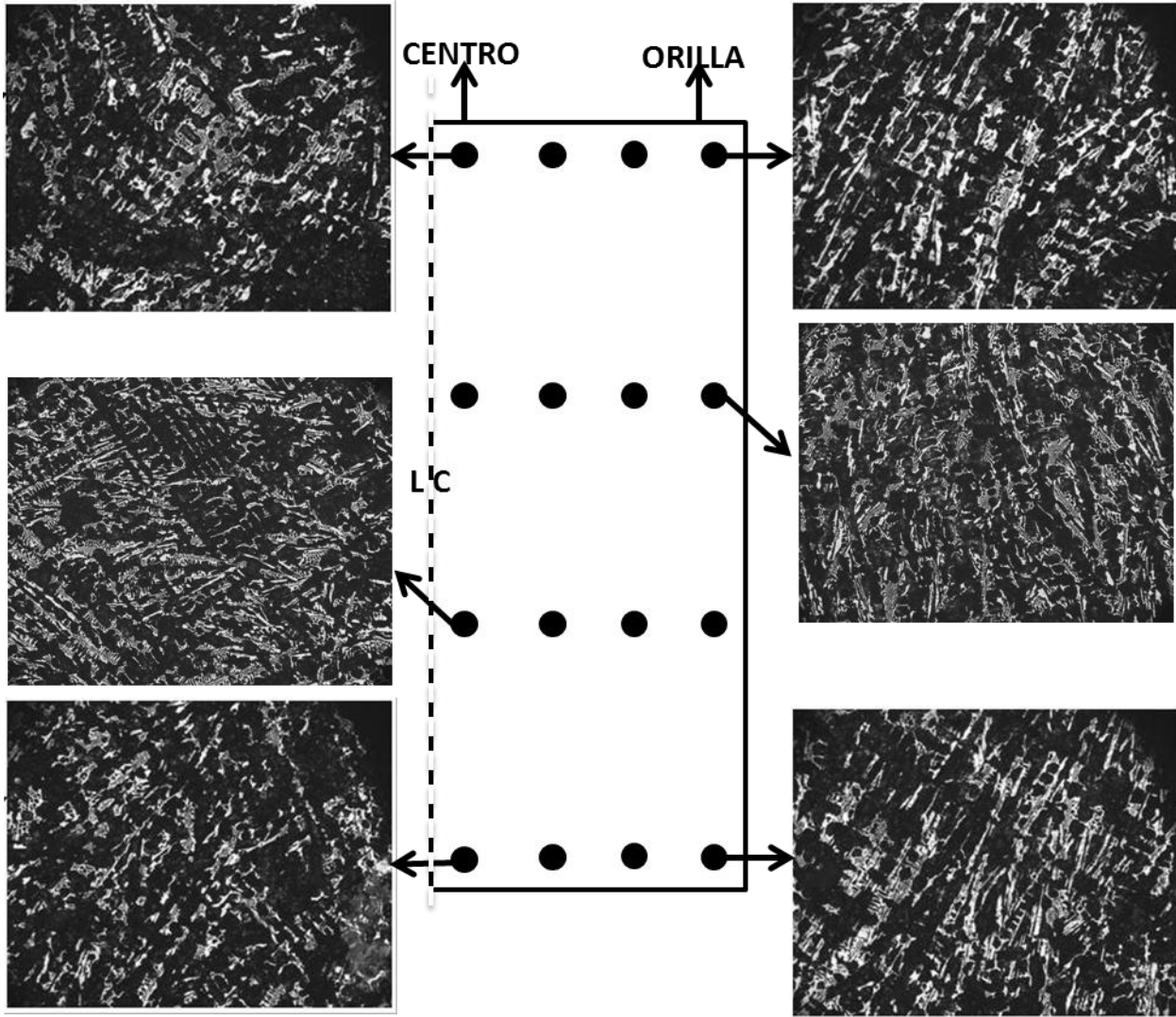


Figura 4.9. Imágenes representativas de la distribución de carburos en la pieza lateral del bloque "Y" espesor $A=55$ mm a 100X.

4.2.2 PORCENTAJE DE CARBUROS.

La figura 4.10 presenta el porcentaje de carburos promedio local en cada punto analizado.

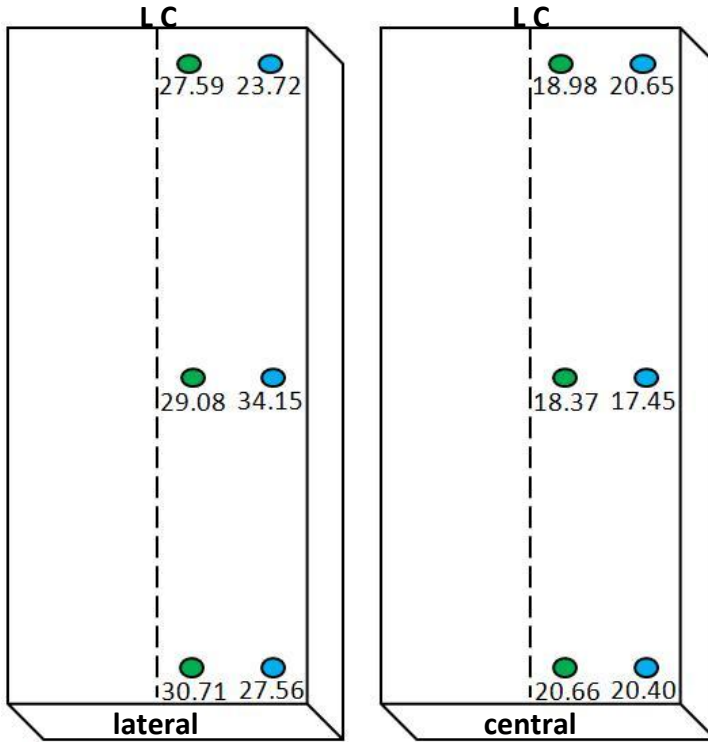


Figura 4.10. Muestra la dispersión en el porcentaje (%) de carburos para el bloque "Y" en las piezas lateral y central, para la pieza de A=15mm de espesor.

La tabla 4.5 muestra las fracciones de carburos obtenidos para cada una de las rebanadas del bloque tipo “Y”.

Tabla 4.5. Porcentajes de carburos por punto y por zona de enfriamiento para los cortes lateral y central del bloque “Y” A=15 mm.

Bloque “Y” espesor A=15mm					
corte lateral (orilla)			corte central		
Orilla 1mm			Orilla 1mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
24.14	23.31	23.725	21.98	19.32	20.65
33.7	34.6	34.15	17.32	17.58	17.45
28.81	26.32	27.565	19.48	21.33	20.405
	prom. Zona	28.48		prom. Zona	19.50
Centro 7mm			Centro 7mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
29.3	25.89	27.595	18.19	19.77	18.98
29.02	29.14	29.08	16.37	20.37	18.37
29.19	32.23	30.71	21.56	19.76	20.66
	prom. Zona	29.13		prom. Zona	19.34

La figura 4.11 muestra las fracciones de carburos obtenidas para cada una de las rebanadas del bloque tipo "Y" A=30mm.

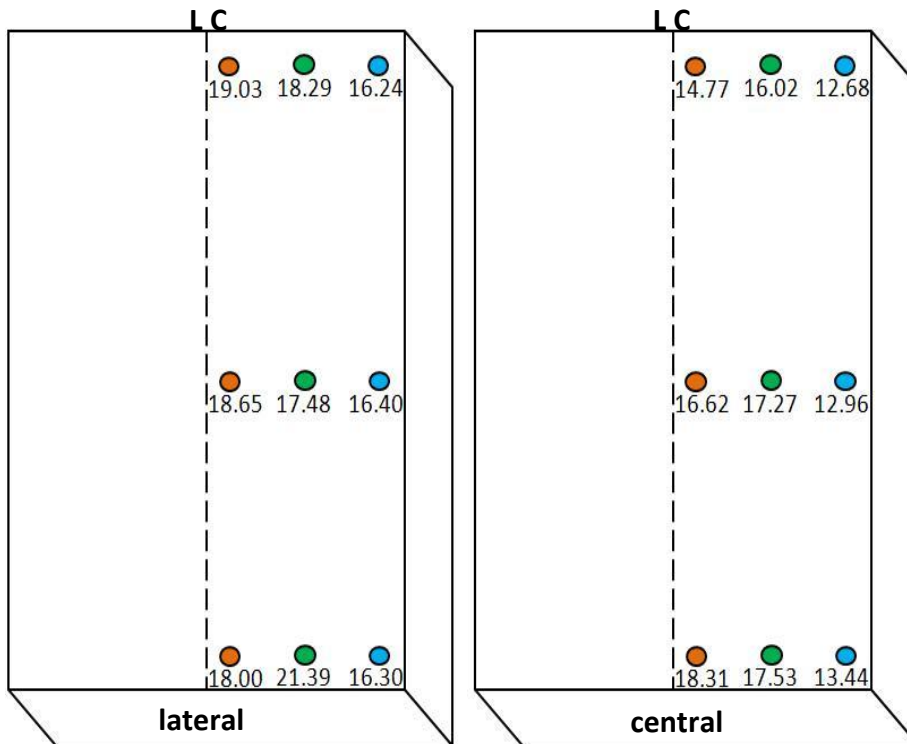


Figura 4.11. Muestra la dispersión en el porcentaje (%) de carburos en las piezas lateral y central, para el bloque "Y" de A=30 mm de espesor.

CAPÍTULO IV
RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

La tabla 4.6 muestra las facciones de carburos obtenidos para cada una de las rebanadas del bloque tipo “Y”.

Tabla 4.6. Porcentajes de carburos por punto y por zona de enfriamiento para los cortes lateral y central del bloque “Y” A=30mm.

Bloque “Y” espesor 30mm					
corte lateral			corte central		
Orilla 1mm			Orilla 1mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
16.8	15.69	16.24	12.12	13.24	12.68
15.36	17.44	16.40	13.00	12.92	12.96
14.55	17.98	16.27	13.36	13.52	13.44
	prom. Zona	16.30		prom. Zona	13.03
Medio 8mm			Medio 8mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
17.88	18.71	18.30	15.46	16.58	16.02
15.47	19.50	17.48	18.48	16.07	17.275
19.94	22.86	21.40	17.82	17.25	17.535
	prom. Zona	19.06		prom. Zona	16.94
Centro 15mm			Centro 15mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
19.20	18.87	19.03	14.93	14.62	14.775
17.41	19.90	18.65	17.63	15.61	16.62
18.60	17.42	18.01	19.53	17.1	18.315
	prom. Zona	18.57		prom. Zona	16.57

La figura 4.12 muestra las fracciones de carburos obtenidos para cada una de las rebanadas del bloque tipo “Y” A=55 mm.

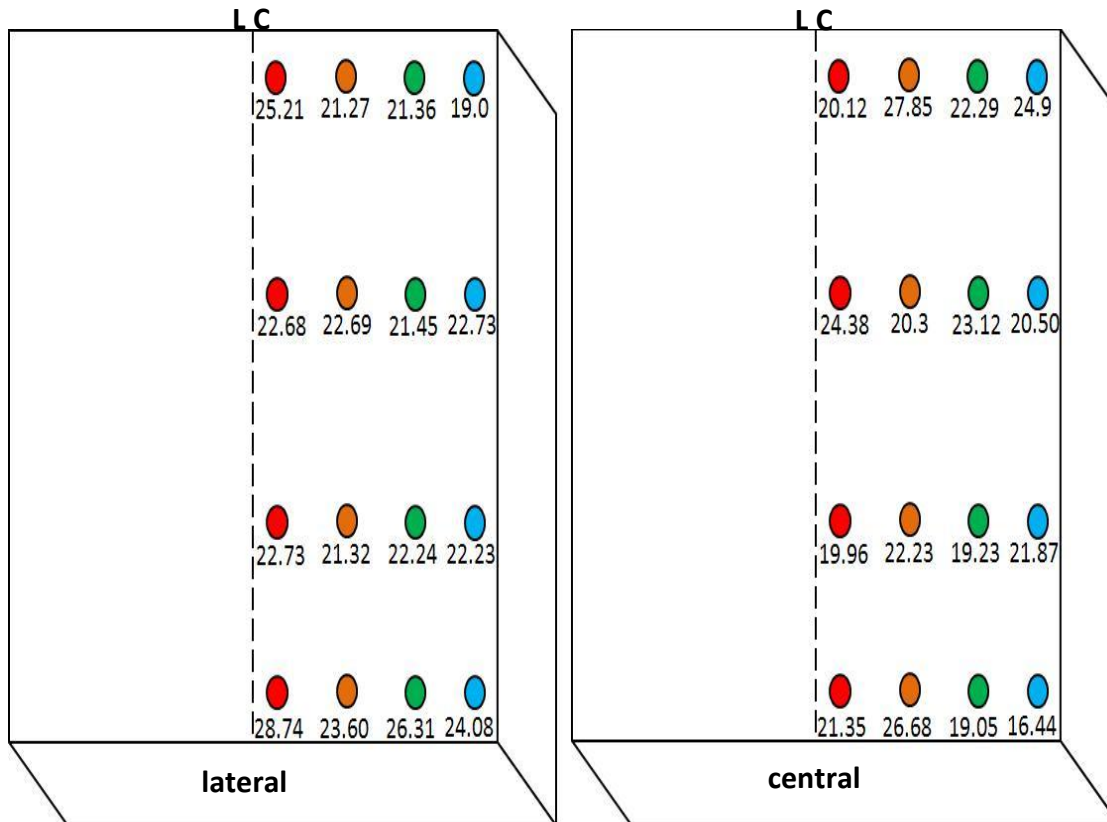


Figura 4.12. Muestra la dispersión en el porcentaje (%) de carburos en las piezas lateral y central, para el bloque “Y” de A=55 mm de espesor.

La tabla 4.7 muestra las fracciones de carburos obtenidos para cada una de las rebanadas del bloque tipo “Y”.

CAPÍTULO IV
RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

Tabla 4.7. Porcentaje de carburos por punto y por zona de enfriamiento para los cortes lateral y central del bloque tipo “Y” 55mm.

Bloque “Y” espesor A=55mm					
corte lateral			corte central		
Orilla 1mm			Orilla 1mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
18.78	19.22	19	22.95	26.85	24.9
22.49	22.97	22.73	20.72	20.29	20.505
22.41	22.05	22.23	19.93	23.81	21.87
23.3	24.86	24.08	14.85	18.03	16.44
prom. Zona		22.01	prom. Zona		20.92875
medio 1 9mm			medio 1 9mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
21.59	21.14	21.365	22.46	22.12	22.29
21.59	21.32	21.455	19.45	26.8	23.125
22.52	21.96	22.24	18.4	20.06	19.23
23.54	29.09	26.315	20.12	17.99	19.055
prom. Zona		22.84	prom. Zona		20.925
medio 2 18mm			medio 2 18mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
21.23	21.32	21.275	30.84	24.87	27.855
24.29	21.09	22.69	20.17	20.43	20.3
20.73	21.91	21.32	21.64	22.82	22.23
24.23	22.98	23.605	23.33	30.03	26.68
prom. Zona		22.22	prom. Zona		24.27
Centro 27mm			Centro 27mm		
punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)	punto 1 (%)	punto 2 (%)	Promedio (%)
24.2	26.23	25.215	19.63	20.62	20.125
22.08	23.29	22.685	28.84	19.92	24.38
23.13	22.33	22.73	20.65	19.27	19.96
28.75	28.73	28.74	22.52	20.18	21.35
prom. Zona		24.84	prom. Zona		21.45

4.2.3 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO.

La figura 4.13 muestra comparativamente las fracciones de carburos para los tres espesores estudiados (velocidad de enfriamiento global), en los cortes lateral y central (velocidad de enfriamiento local), así como las posiciones evaluadas.

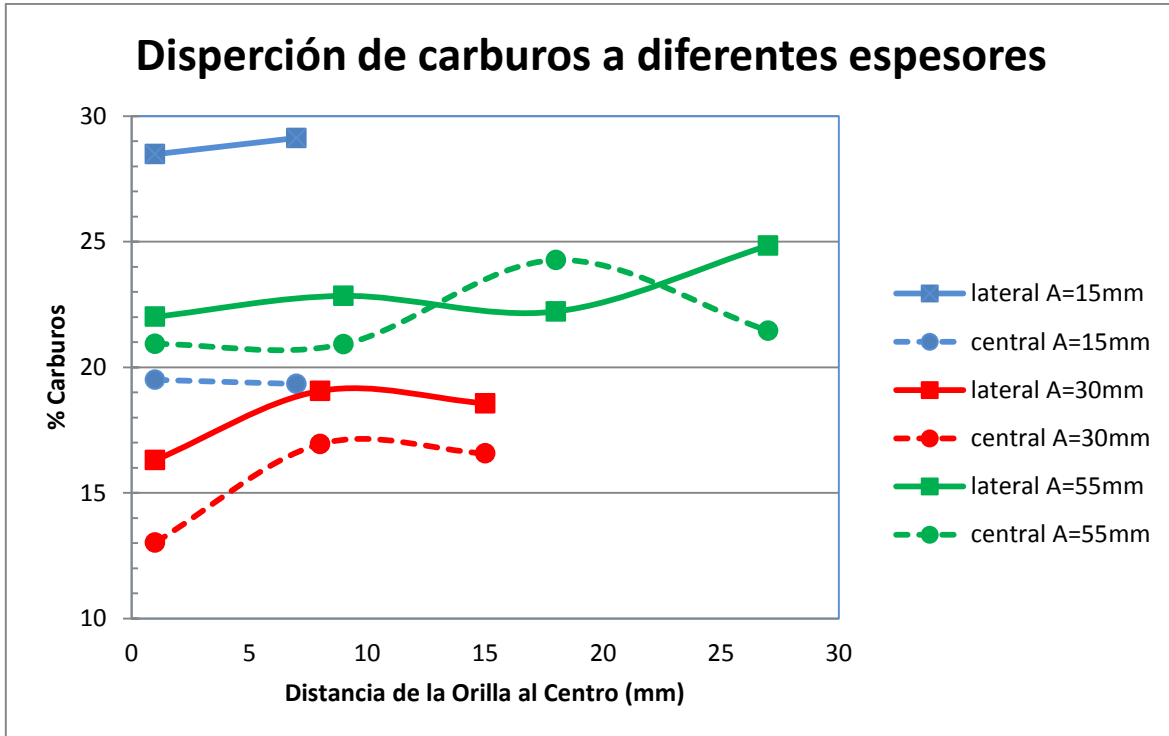


Figura 4.13. Porcentaje de carburos en función del corte lateral y central (velocidad de enfriamiento local), para las piezas tipo “Y” con A= 15, 30 y 55 mm (velocidad de enfriamiento global).

4.3 DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

Comparando los resultados de las tablas 4.5, 4.6 y 4.7 se observa que la pieza de menor espesor (15 mm) presenta la mayor fracción local de carburo y la fracción promedio total. Este comportamiento se asocia a la presencia de Cr como elemento formador de carburos, ya que reduce la diferencia entre las temperaturas eutécticas de los diagramas hierro-carbono estable y metaestable, promoviendo el sobreenfriamiento necesario para que se formen carburos, esto en combinación con la velocidad de enfriamiento asociada al espesor de la pieza (velocidad de enfriamiento global). Para esta misma pieza se observa una diferencia significativa entre la fracción de carburos formada en el segmento de la pared y del centro, lo cual indica que el efecto de la velocidad de enfriamiento local más lenta en el segmento central no se elimina por la adición de 2.2 % de Cr.

Las piezas de 30 y 55 mm de espesor (figura 4.11 y 4.12 respectivamente) presenta fracciones menores de carburos que la de 15 mm (4.10). Lo anterior indica que la presencia de cromo en el nivel ensayado produce la formación de carburos, pero se tiene una competencia entre la reducción de la diferencia de temperaturas eutécticas estable-metaestable y la velocidad de enfriamiento impuesta por el espesor de las piezas. La presencia de 2.2 % Cr no elimina el efecto de la velocidad de enfriamiento, y se mantiene una dependencia con la velocidad de enfriamiento global de la pieza y a nivel de una a otra zona de la pieza (segmentos pared-centro). Por otra parte se observa que las variaciones de carburos en las direcciones vertical y horizontal no siguen un comportamiento acorde a la velocidad de enfriamiento local. Las variaciones de carburos promedio totales son menores en las piezas de espesores 30 y 55 mm, en la primera (tabla 4.6) la variación entre segmentos pared-centro es de 3% y para la segunda (tabla 4.7) es de 2 %, mientras que en la pieza de sección 15 mm (tabla 4.5) es del orden de 10 %.

Las fracciones de carburos presentes en las tres piezas concuerdan en magnitud con los valores reportados por Laino [8], para el caso de hierros nodulares solidificados direccionalmente con contenidos de 2 y 2.5% Cr. La figura 4.13 se observa la comparación grafica de la velocidad de enfriamiento global indicada por los porcentajes de carburos en función del espesor del bloque “Y” y con la velocidad de enfriamiento local del centro a la orilla de la misma pieza. En las tres piezas evaluadas se precipitan carburos ledeburíticos, aunque hay zonas en las que se observan carburos continuos. El tamaño de los carburos es más fino y con mejor distribución en las zonas de enfriamiento rápido de las piezas (figura 4.2, 4.3, 4.5, 4.6, 4.8 y 4.9), es decir en zonas cercanas a la pared, mientras que en las zonas de enfriamiento lento, son masivos y gruesos. Lo anterior se asocia al efecto de la velocidad de solidificación local y a las condiciones de nucleación del carburo de hierro cuando solidifica bajo el diagrama Fe-C metaestable. Como se observó en los resultados se tienen variaciones de carburos entre zonas muy cercanas. Estas características de heterogeneidad son intrínsecas a las condiciones de solidificación de los hierros nodulares, por lo que es difícil establecer las condiciones para lograr distribuciones totalmente homogéneas de carburos en hierros nodulares blanqueados con este nivel de cromo.

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES

5.1 CONCLUSIONES

- Los hierros nodulares para los bloques tipo “Y” generaron carburos en base a las condiciones de enfriamiento y a la contribución del 2.2% de Cr en la aleación.
- Las variaciones por cada pieza en la concentración de carburos se debieron principalmente a las condiciones de enfriamiento del centro a la orilla de la pieza.
- Los carburos más finos se obtuvieron en condiciones de enfriamiento más drásticas, es decir en las secciones más delgadas y las zonas de contacto con la superficie del molde.
- Los carburos más gruesos se generaron en condiciones de velocidades bajas de enfriamiento, es decir en el centro de la pieza.
- El efecto de la velocidad de enfriamiento hace más significativo el efecto del Cr en las temperaturas eutécticas del diagrama meta estable y estable.

5.2 SUGERENCIAS

- Se sugiere el estudio de patrones de microsegregación del Cr, con mayor profundidad y la relación que conlleva con la velocidad de enfriamiento.
- Se podría realizar una evaluación similar en una pieza escalonada, para observar cómo afecta la variación de la velocidad de enfriamiento a los fenómenos de formación de carburos en la matriz y sin cambio de condiciones de colada.
- Se sugiere el análisis químico puntual de los carburos localizados en la superficie y centro de la pieza para determinar si tienen igual o diferente composición química, debido a la posible segregación del Cr.

ANEXOS

ANEXO "A"

A.1 BALANCE DE CARGA

Se fabricó 80Kg de un hierro nodular grado 120-90-02. La composición química se muestra en la tabla A.1. Y en la tabla A.2. Se muestra la composición química requerida para el cálculo en el balance de carga.

Tabla A.1. Composición química del hierro nodular grado 120-90-02.

Clase	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Mg
120-90-02	3.5-3.8	2.2-2.7	0.6 max	0.015 max	0.05 max	0.2-0.5	2.2 max	0.03-0.06

Tabla A.2. Composición química requerida para el cálculo del balance de carga.

Clase	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Mg
120-90-02	3.7	2.5	0.6	0.01	0.05	0.5	2.2	0.06

Para el balance de carga se utilizó chatarra de acero y chatarra de hierro colado (hierro gris). En la tabla A.3., se muestran las composiciones químicas de éstas chatarras.

Tabla A.3. Composiciones químicas de las chatarras (Ch1 y Ch2)

Chatarra Ch1	%C	%Si	%Mn	%S	%Cr	%Mo	%Fe
Acero	0.068	0.016	0.192	0.0063	0.016	0.039	99.5
Chatarra Ch2	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Fe
Hierro gris	3.583	2.53	0.555	0.002	0.014	0.028	93.28

Las materias primas de ajuste o secundarias que se emplearon para el balance se muestran en la tabla A.4.

Tabla A.4. Composiciones químicas para las materias primas de ajuste.

	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg	%Cr	%Cu	%Fe
FeCr	0.03- 0.5	2	-	0.03	0.04	-	60- 70	-	27.9- 37.9
FeMn	-	-	74	-	-	-	-	-	26
Recarburante	99.8	-	-	0.008	-	-	-	-	-
Cu	-	-	-	-	-	-	-	99.99	-
FeSi75	0.15	74- 79	-	0.025	0.035	0.55	-	-	23- 28
Eficiencia	85	98	98	-	-	45	98	97	

Para los tratamientos del metal líquido se emplearon las siguientes ferroaleaciones para la inoculación y la nodularización respectivamente, se muestran en la tabla A.5.

Tabla A.5. Ferroaleaciones empleadas para los tratamientos al metal líquido.

	%C	%Si	%S	%P	%Mg	%Fe
FeSi75	0.15	74-79	0.025	0.035	0.55	23-28
Noduloy R6 (FeSiMg)	-	45.43	-	-	6.42	48.15

Cálculo de la cantidad de nodulizante (FeSiMg).

Es indispensable considerar la cantidad de silicio que aporta el nodulizante, y conocer el % de silicio con el que se va a trabajar en el horno:

1. Cantidad de magnesio que se pierde por la reacción (1) con el azufre contenido en el metal líquido, la cantidad de azufre disuelto (capacidad de olla de tratamiento 35 kg), magnesio (Mg_S) que se requiere para neutralizar el azufre:



Cantidad de azufre en el metal líquido:

$$S = 35 \text{ kg} \frac{0.01}{100} = 0.0035 \text{ kg} = 3.5 \text{ gramos}$$

Cantidad de Mg requerido por la reacción:

$$Mg_S = 0.76 (3.5 \text{ gramos}) = 2.66 \text{ gramos.}$$

2. Cantidad de magnesio residual requerido.

El porcentaje de magnesio requerido es de 0.06, por lo que:

$$Mg_R = 35 \text{ kg} \frac{0.06}{100} = 0.021 \text{ kg} = 21 \text{ gramos}$$

3. Cantidad de magnesio total requerido

$$Mg_T = Mg_S + Mg_R$$

$$Mg_T = 2.66 \text{ (g)} + 21 \text{ (g)} = 23.66 \text{ gramos.}$$

4. Cálculo de la cantidad de FeSiMg (%Mg = 6.42, %Si = 45.43): se emplea el Proceso Sándwich (eficiencia del 45% con respecto al magnesio residual).

$$\text{FeSiMg} = 23.66 \text{ g Mg}_T \frac{100}{6.42} = 368.6 \text{ gramos.}$$

Considerando la eficiencia del proceso:

$$\text{FeSiMg} = 368.6 \text{ g} \frac{100}{45} = 819.1 \text{ gramos, es la cantidad de FeSiMg a introducir a la olla de tratamiento.}$$

5. Cantidad aportada de Si en kilogramos por el FeSiMg.

$$\text{Si en FeSiMg} = 0.8191 \text{ kg} \frac{45.43}{100} = 0.3721 \text{ kg}$$

6. Cantidad aportada de Si en porcentaje por el FeSiMg.

$$\% \text{Si} = 0.3721 \text{ kg} \frac{100}{80} = 0.465\%$$

Cantidad a agregar de ferrocromo para obtener el porcentaje de Cr

$$\text{Cr} = \frac{80 \text{ kg} \times \frac{2.2}{100}}{\frac{98}{100}} = 1.796 \text{ kg}$$

7. Cantidad requerida de ferrocromo (FeCr) kilogramos.

$$\text{FeCr} = 1.796 \text{ kg} \frac{100}{65} = 2.763 \text{ kg}$$

8. Cantidad aportada de Si en kilogramos por el FeCr.

$$\text{Si en FeCr} = 2.762 \text{ kg} \frac{2}{100} = 0.0553 \text{ kg}$$

9. Cantidad aportada de Si en porcentaje por el FeSiMg.

$$\% \text{Si} = 0.0553 \text{ kg} \frac{100}{80} = 0.07\%$$

Cálculo del balance de carga.

1. Cantidad requerida en kilogramos de la composición química promedio:

$$C = \frac{80 \text{ kg} \times \frac{3.7}{100}}{\frac{85}{100}} = 3.482 \text{ kg}$$

$$* Si = \frac{80 \text{ kg} \times \frac{2.5-0.2-0.465-0.07}{100}}{\frac{98}{100}} = 1.522 \text{ kg}$$

$$Mn = \frac{80 \text{ kg} \times \frac{0.6}{100}}{\frac{98}{100}} = 0.489 \text{ kg}$$

$$P = \frac{80 \text{ kg} \times \frac{0.05}{100}}{\frac{100}{100}} = 0.04 \text{ kg}$$

$$S = \frac{80 \text{ kg} \times \frac{0.01}{100}}{\frac{100}{100}} = 0.008 \text{ kg}$$

$$Cu = \frac{80 \text{ kg} \times \frac{0.5}{100}}{\frac{97}{100}} = 0.412 \text{ kg}$$

$$Cr = \frac{80 \text{ kg} \times \frac{2.2}{100}}{\frac{98}{100}} = 1.796 \text{ kg}$$

* Se le resta el silicio de la inoculación (0.2%) y el aportado por el nodulizante (0.465%).

2. Elemento crítico: Si.

Partiendo de la cantidad a cargar al horno de inducción:

- $CH1 + CH2 = 80 \text{ kg}$ Ec. (1)

- $CH1 = 80 \text{ kg} - CH2$ Ec. (2)

- $Requerido = AportadoCH1 \frac{0.016}{100} + AportadoCH2 \frac{2.53}{100}$

- $1.522 \text{ kg} = CH1 \frac{0.016}{100} + CH2 \frac{2.53}{100}$

Empleando la ecuación (2)

- $1.522 \text{ kg} = 80 \text{ kg} - CH2 \frac{0.016}{100} + CH2 \frac{2.53}{100}$

- $1.522 \text{ kg} - 0.0128 \text{ kg} = -CH2 \frac{0.016}{100} + CH2 \frac{2.53}{100}$

- $1.5092 \text{ kg} = CH2 \frac{2.514}{100}$

- $\frac{1.5092}{0.02514} = CH2$

- $CH2 = 60.032 \text{ kg}$ Ec. (3)

Sustituyendo la ecuación (3) en la (2).

- $CH1 = 80 - 60.032 \text{ kg} = 19.968 \text{ kg}.$

3. Cantidad de elementos aportados por la CH1

$$C = 19.968 \text{ kg} \frac{0.068}{100} = 0.0136 \text{ kg}$$

$$Si = 19.968 \text{ kg} \frac{0.016}{100} = 0.0032 \text{ kg}$$

$$Mn = 19.968 \text{ kg} \frac{0.192}{100} = 0.0383 \text{ kg}$$

$$S = 19.968 \text{ kg} \frac{0.0063}{100} = 0.0013 \text{ kg}$$

$$Cr = 19.968 \text{ kg} \frac{0.016}{100} = 0.0032 \text{ kg}$$

4. Cantidad de elementos aportados por la CH2.

$$C = 60.032 \text{ kg} \frac{3.583}{100} = 2.151 \text{ kg}$$

$$Si = 60.032 \text{ kg} \frac{2.53}{100} = 1.519 \text{ kg}$$

$$Mn = 60.032 \text{ kg} \frac{0.555}{100} = 0.333 \text{ kg}$$

$$S = 60.032 \text{ kg} \frac{0.014}{100} = 0.0084 \text{ kg}$$

$$P = 60.032 \text{ kg} \frac{0.002}{100} = 0.0012 \text{ kg}$$

5. Balance por elemento:

- Para el carbono:

$$\text{Requerido} = \text{Aportado CH1} + \text{Aportado CH2}$$

$$3.482 \text{ kg} = 0.0136 \text{ kg} + 2.151 \text{ kg} + \text{REC} \frac{99.8}{100} \frac{95}{100}$$

$$(3.482 - 2.1646) \text{ kg} = \text{REC} \frac{99.8}{100} \frac{95}{100}$$

$$1.317 \text{ kg} \frac{100}{99.8} \frac{100}{85} = \text{REC}$$

$$\text{REC} = 1.552 \text{ kg}$$

- Para el silicio:

$$\text{Requerido} = \text{Aportado CH1} + \text{Aportado CH2}$$

$$1.522 \text{ kg} = 0.0032 \text{ kg} + 1.519 \text{ kg} + \text{FeSi} \frac{75}{100} \frac{98}{100}$$

$$(1.522 - 1.5222) \text{ kg} = \text{FeSi} \frac{75}{100} \frac{98}{100}$$

$$0 \text{ kg} \frac{100}{75} \frac{100}{98} = \text{FeSi}$$

$$\text{FeSi} = 0$$

- Para el manganeso:

$$\text{Requerido} = \text{Aportado CH1} + \text{Aportado CH2}$$

$$0.489 \text{ kg} = 0.0383 \text{ kg} + 0.333 \text{ kg} + \text{FeMn} \frac{74}{100} \frac{98}{100}$$

$$(0.492 - 0.3713) \text{ kg} = \text{FeMn} \frac{74}{100} \frac{98}{100}$$

$$0.118 \text{ kg} \frac{100}{74} \frac{100}{98} = \text{FeMn}$$

$$\text{FeMn} = 0.1627 \text{ kg.}$$

- Para el fósforo:

$$\text{Requerido} = \text{Aportado CH1} + \text{Aportado CH2}$$

$$0.04 \text{ kg} = 0 \text{ kg} + 0.0012 \text{ kg}$$

$$0.04 \text{ kg} = 0.0012 \text{ kg}$$

Se encuentra debajo del rango, es aceptable.

- Para el azufre:

$$\text{Requerido} = \text{Aportado CH1} + \text{Aportado CH2}$$

$$0.008 \text{ kg} = (0.0013 + 0.0084) \text{ Kg.}$$

$$0.008 \text{ kg} = 0.0087 \text{ kg}$$

Queda en el rango, es aceptable

- Para el cobre:

$$\text{Requerido} = \text{Aportado CH1} + \text{Aportado CH2}$$

$$0.412 \text{ kg} = 0 \text{ kg} + 0 \text{ kg} + \text{Cu} \frac{97}{100}$$

$$0.404 \text{ kg} \frac{100}{97} = \text{Cu}$$

$$\text{Cu} = 0.416 \text{ kg}$$

- Para el cromo:

$$\text{Requerido} = \text{Aportado CH1} + \text{Aportado CH2}$$

$$1.796 \text{ kg} = 0.0032 \text{ kg} + 0 \text{ kg} + \text{FeCr} \frac{65}{100} \frac{98}{100}$$

$$(1.796 - 0.0032) \text{ kg} = \text{FeCr} \frac{65}{100} \frac{98}{100}$$

$$1.7928 \text{ kg} = \text{FeCr} \frac{65}{100} \frac{98}{100}$$

$$\text{FeCr} = 2.815 \text{ kg}$$

ANEXO "B"

B.1 velocidad de enfriamiento

Velocidades obtenidas de un trabajo a la par en la colada del hierro experimental, estas forman parte de un proyecto de maestría y solo se requirió el uso de la velocidad de enfriamiento para tener una referencia, estas se representan en la figura 4.14

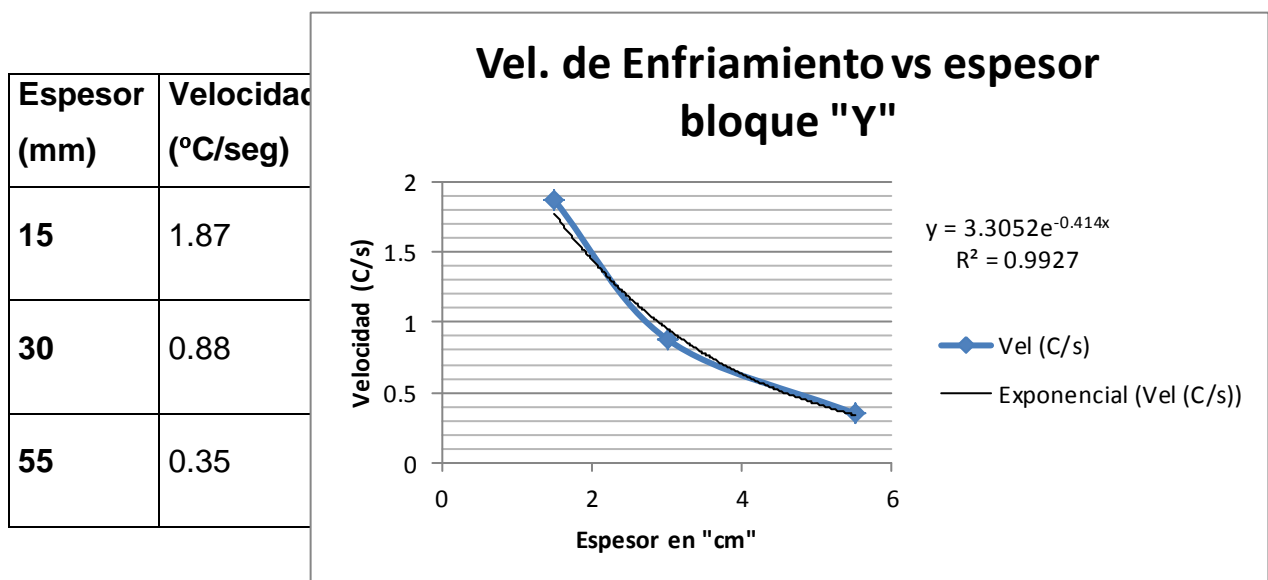


Figura 4.14. Velocidades de enfriamiento obtenidas para cada espesor de bloque tipo "Y".

REFERENCIAS

[1]. Acosta M., Martínez M., “El tratamiento de los Hierros Nodulares en el Mejoramiento de los Materiales en la Industria Automotriz,” publicación Técnica No. 148 del Instituto Mexicano del Transporte, pp. 1 - 57, 2000.

[2]. Walton C. F y Opar T. J., “Iron Casting Handbook covering data on Grey, Malleable and Ductile Iron,” Iron Casting Society Inc, New York, pp. 378 - 401, 1981.

[3]. ASTM E247-67. *Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings*. ASTM International. Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.

[4]. Catalán Calderon Jonathan, “Fabricación de un Hierro Nodular con Fracción Controlada de Carburos,” Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2010.

[5]. William F. Smith, “Fundamentos de la ciencia e ingeniería de los materiales”, editorial Mc Graw Hill, 4 edición, México, pp. 363 -366, 430 - 458, 2006.

[6]. Loper, Carl R., “The Origin of Ductile Iron”, Foundry MyT, pp 32-34, November 1994.

[7]. Apraiz B. J., “Fundiciones”, 3º edición, editorial Dossat S. A., Madrid España, pp. 12,13,143 - 164, 1977.

[8]. Laino S., Dommarco R., Sikora J., “Desarrollo de Fundiciones Nodulares Autemperadas con Carburos (CADI),” Congreso de CONAMET/ SAM (2004).

[9]. Keough J. R., Hayrynen K. L., “Carbide Austempered Ductile Iron (CADi),” Ductile Iron News, Issue 3, pp. 1 – 9, 2000.

[10]. Zhou Jiyang, “Colour Metallography of Cast Iron”, Dalian University of Technology, China, pp. 59-69, 2009

[11]. Gabriela, Arano, L., “Fabricación de una pieza prototipo de hierros cadi para aplicaciones marinas”. Tesis de licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2012

[12]. Alagarsmy, A., “Ductile Iron Treatment Ladle for the Production of Ductile Iron”, AFS Transactions, Vol. 40, 1992, pp 235-238.

[13]. Francisco M., Camacho H., “Tesis de Obtención de Piezas Coladas de Fe Dúctil en Moldes de Arena mediante Método de Alimentación Aplicadas,” Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2009.

[14]. Rudnev, Valery (2003), *Handbook of induction heating*, CRC Press, p. 53.

[15]. American Foundrymen Society, Inc. “Foundrymen guide to ductile iron microstructures” Des Plaines, Illinois, 1984, pp 14-16, 18-21, 24-26, 28-31, 36-39, 41-48.

[16]. Faubert G. P., Moore D. J., Rundman K. B., “Heavy – Section ADI: Tensile Properties in the As-Cast and Austempered Condition,” AFS Transactions, Vol. 99, pp. 91 - 109, 1991.

[17]. Kovacs B. V., “The effects of Alloying Elements and their Segregation in ADI,” World Conference on Austempered Ductile Iron, Vol. I, Bloomingdale, Illinois, USA, pp. 241 - 270, 1991.

[18]. Giacomini, R. Boeri y J. Sikora “Disolución de Carburos en piezas de Fundición” Jornadas SAM CONAMET, pp. 165 - 172, Septiembre de 2001.

[19]. Aranda, Víctor. “Efecto de la Temperatura y tiempo de Austenización en la disolución de Carburos en un Hierro Nodular Blanqueado (D 120/90/02 Modificado)”. Tesis, Facultad de Química, UNAM 2010.

[20]. ASTM E3-01. *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. ASTM International. Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.

[21]. American Foundrymen’s Society (AFS), Inc. “Foundrymen’s guide to ductile iron microstructures” Des Plaines, Illinois, pp. 1 - 19, 14 - 16, 18 - 21, 24 - 26, 28 - 31, 36 - 39, 41 - 48, 1984.