



UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE
MÉXICO

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

*“FABRICACIÓN DE UNA PIEZA PROTOTIPO DE HIERRO CADI PARA
APLICACIONES MARINAS”*

TESIS

Que para obtener el título de:

INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA

Presenta:

GABRIELA ARANO LÓPEZ



Facultad de Química

México, DF.

2012



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:* **I.Q.M EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO**

Vocal *Profesor:* **Dr. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA**

Secretario *Profesor:* **I.Q.M ARTURO ALEJANDRO SÁNCHEZ SANTIAGO**

1er. Suplente *Profesor:* **I.Q.M BALBINA OJEDA RAMÍREZ**

2do. Suplente *Profesor:* **M.en I. AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO**

Sitio donde se desarrolló el tema: Facultad de Química Edificio D,

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA

Asesor del tema:

Dr. José Alejandro García Hinojosa

Supervisor técnico:

M. en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo

Sustentante:

Gabriela Arano López

DEDICATORIA

Para la persona que llena de alegría mi vida y quien es y seguirá siendo la motivación que necesito día a día. Te adoro Brayan J. Arano

A mis padres, J.Jesús Arano y Maricela López

A mis hermanos J.Jesús Arano y Alvaro López

Ustedes saben lo que significan para mi!!!

Gracias.

AGRADECIMIENTOS

Gracias a la Universidad Nacional Autónoma de México, a la Facultad de Química, pero sobre todo al Departamento de Ingeniería Metalúrgica por haberme brindando el conocimiento, las aptitudes, la madurez y confianza que necesito para mi desarrollo profesional que sin lugar a dudas me harán crecer como persona cada día de mi vida.

Al Proyecto DGAPA PAPIIT IT118411-3 denominado *“Estudio de la cinética de disolución de carburos no aleados y aleados en hierros nodulares con carburos”*, dirigido por el Dr. José Alejandro García Hinojosa.

A los profesores del Departamento de Ingeniería Metalúrgica: Dr. José Alejandro García Hinojosa, M. en I Agustín Gerardo Ruiz Tamayo y M. en C. Antonio Huerta Córdan por todo el apoyo y la confianza que han depositado en mí, por sus enseñanzas de vida y conocimientos transmitidos, por los consejos y amistad que me brindaron y que gracias a todo ello, no sólo me motivaron para superarme como persona, sino ahora también, como profesionista.

A los profesores: IQM Juan Manuel de la Rosa C., IQM Cándido Eusebio Atlatenco Tlapanco, IQM Arturo Sánchez Santiago GRACIAS por contribuir en mi formación académica.

A mi familia, familia Arano, por creer siempre en mí, por todo su amor y comprensión, por que gracias a eso me han llenado de orgullo y motivación para superarme y ser mejor persona. Porque sin ustedes no lograría ser quien soy ahora.

GRACIAS POR ESTAR SIEMPRE UNIDOS COMO UNA SOLA FAMILIA:

A las familias López Molina, López Mercado y López Martínez, a mi tío Felipe López (QEPD), por todos los momentos compartidos, por su amistad, cariño, apoyo y confianza incondicional.

A quien le entregue mi confianza y cariño incondicional:

Carlos Contreras Espejel gracias por tu cariño, por todos los momentos maravillosos que pase a tu lado, siempre estarás en mi corazón porque contigo conocí y aprendí demasiado de las consecuencias de nuestras alegrías y tristezas!!

A mis amigas:

Sandy Cano y Yael González, GRACIAS por su sincera amistad y cariño, por aguantarme todo este tiempo (12 años), sé que cuento con ustedes siempre, las quiero un buen!!.

A mis compañeros y amigos iqm's:

Jorge Ibarra, por tu sincera amistad, apoyo y gran ayuda para el término de este trabajo. Erika Hernández, Humberto Martínez, Carlos soto, gracias por su amistad y por todos los momentos de alegría que pase a su lado. Por apoyarme y brindarme su amistad siempre.

A Guadalupe Vidal, Ernestina Rodríguez, Natalia Hernández, Verónica Gutiérrez, gracias por creer y confiar siempre en mi!!!

A Julio, Kuri, Andrés, C. David, David Márquez, Gustavo, gracias por su compañerismo y amistad.

CONTENIDO

INTRODUCCIÓN

Resumen	I
Planteamiento del problema	II
Objetivo	III

CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES

1.1 HIERROS COLADOS	1
1.1.1 Aspectos Metalúrgicos	2
1.1.1.1 <i>Velocidad de enfriamiento</i>	2
1.1.1.2 <i>Composición Química</i>	4
1.2 HIERRO DÚCTIL	5
1.2.1 Composición química de un hierro con grafito esferoidal o dúctil	6
1.2.1.1 Influencia de los elementos de aleación de un hierro con grafito esferoidal o dúctil	7
1.2.1.2 <i>Elementos primarios</i>	7
1.2.1.3 <i>Elementos esferoidizantes</i>	10
1.2.1.4 <i>Elementos de aleación</i>	12
1.2.1.5 <i>Elementos promotores de carburos-estructura perlítica</i>	13
1.2.2 OBTENCIÓN DE UN HIERRO DÚCTIL	15
1.2.2.1 <i>Inoculación y post-inoculación</i>	15
1.2.2.2 <i>Nodularización</i>	15
1.2.3 CLASES Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN HIERRO CON GRAFITO ESFEROIDAL	16
1.3 HIERROS DÚCTILES AUSTEMPERIZADOS	17
1.3.1 Hierro dúctil austemperizado (ADI)	17
1.3.2 Hierro dúctil austemperizado con carburos (CADI)	18
1.3.2.1 <i>Aplicaciones de los hierros CADI</i>	20

1.3.2.2 Ventajas y desventajas del hierro CADI	20
1.3.2.2.1 <i>Ventajas del CADI</i>	20
1.3.2.2.2 <i>Desventajas del CADI</i>	21

CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO

2.1 DIAGRAMA HIERRO CARBONO METAESTABLE Y ESTABLE	22
2.2 TRATAMIENTO ISÓTERMICO DE HIERROS NODULARES	24
2.2.1 Parámetros que deben controlarse durante el tratamiento isotérmico de hierros nodulares	25
2.2.1.1 <i>Temperatura de Austenización</i>	25
2.2.1.2 <i>Tiempo de Austenización</i>	25
2.3 CICLO TÉRMICO Y TRANSFORMACIONES DE FASE	26

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 FABRICACIÓN DE LA PLACA MODELO	31
3.2 PREPARACIÓN DE ARENA DE CAREO	34
3.3 PREPARACIÓN DE MEZCLAS DE ARENA DE RELLENO	34
3.4 TÉCNICA DE FUSIÓN	35
3.4.1 <i>Materia prima</i>	36
3.4.2 <i>Condiciones de fusión</i>	36
3.5 PREPARACIÓN METALGRÁFICA PARA LA EVALUACIÓN MICROESTRUCTURAL	37
3.6 TRATAMIENTO ISOTÉRMICO DE AUSTEMPERIZADO DE LA PIEZA PROTOTIPO	39
3.7 PROPIEDADES MECÁNICAS EVALUADAS	40
3.7.1 Dureza	40
3.7.1.1 <i>Dureza microVickers</i>	40
3.7.1.2 <i>Dureza Rockwell C</i>	40
3.8 CUANTIFICACIÓN DE CARBUROS	41

CAPÍTULO 4. RESULTADOS

4.1 EVALUACIÓN DEL HIERRO NODULAR BASE	43
4.1.1 Composición química	43
4.2 CALIDAD MICROESTRUCTURAL	44
4.2.1 Evaluación del grafito esferoidal	45
4.2.2 Evaluación de la matriz y la fracción de carburos	49
4.3 EVALUACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA DE LAS PIEZAS TRATADAS TÉRMICAMENTE	52
4.3.1 Evaluación del grafito en la matriz después del tratamiento de austemperizado	52
4.3.2 Caracterización de la microestructura de un hierro CADI	56
4.3.2.1 Comparación entre la ausferrita obtenida a las temperaturas de austemperizado	58
4.4 DUREZA MICROVICKERS Y ROCKWELL C	59
4.5 CUANTIFICACIÓN DE CARBUROS ANTES Y DESPUÉS DEL TRATAMIENTO TÉRMICO	62

CAPÍTULO 5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

5.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL HIERRO NODULAR BASE PARA LA FABRICACIÓN DE UN HIERRO CADI	67
5.2 CALIDAD METALÚRGICA DE LA PIEZA DE COLADA (microestructura)	
5.2.1 <i>Evaluación de los carburos</i>	69

5.3 CALIDAD METALÚRGICA DE LAS PIEZAS DE CON TRATAMIENTO TÉRMICO	70
5.3.1 <i>Evaluación de los carburos después del tratamiento de austemperizado</i>	71
5.4 MATRIZ AUSFERRÍTICA	73
5.4.1 <i>Ferrita acicular</i>	73
5.4.2 <i>Austenita estable</i>	74
5.5 DUREZA	75

CAPÍTULO 6. CONCLUSIONES

Conclusiones	77
Sugerencias	78

ANEXOS

1. *Cálculo del sistema de colada*
2. *Balance de carga*

REFERENCIAS

RESUMEN

En la fundición de materiales ferrosos, actualmente se está iniciando una nueva etapa en la evolución de los hierros con grafito esferoidal o hierro dúctil y son los llamados hierros nodulares austemperizados con carburos o simplemente llamados hierros CADI (por sus siglas en inglés Carbide Austempered Ductil Iron). Estos hierros parten de un hierro nodular con carburos estables y posteriormente son sometidos a un tratamiento térmico de austemperizado. La microestructura del hierro obtenido es una matriz de ausferrita de alta tenacidad con carburos sin disolver de elevada dureza y resistencia al desgaste, esta combinación proporciona al material excelentes características para hacer aplicados en componentes que demandan alta resistencia al desgaste y a la abrasión, equilibrada con una aceptable tenacidad.

Sin embargo, la presencia de carburos aparte de promover un aumento en la resistencia al desgaste, también debe esperarse una disminución de la resistencia al impacto. Por lo tanto, el desafío en el desarrollo de este material está relacionado con el control de la microestructura que permita obtener un balance óptimo entre la resistencia a la abrasión y al impacto.

Se llevaron a cabo las siguientes etapas de fabricación que van desde la fabricación del modelo de fundición, la fusión y colada del hierro nodular base con carburos, hasta la etapa más importante que es el tratamiento térmico de austemperizado para finalmente efectuar una completa caracterización microestructural del material, incluyendo también un perfil de durezas medidas a lo largo del espesor de la pieza.

Por lo tanto, el objetivo del presente trabajo es continuar con el desarrollo del hierro CADI, una variante de la fundición nodular austemperizada (ADI) con carburos (obtenidos en la microestructura mediante el empleo de elementos promotores de carburos y un carbono equivalente hipoeutéctico), cuya introducción a nivel mundial es aún muy incipiente y sobre la cual existe escasa bibliografía. Se considera que este material puede resultar de gran interés

tecnológico, en particular en piezas sometidas a desgaste por abrasión que además deban poseer una elevada tenacidad ⁽⁵⁾.

Planteamiento del problema

Las actuales aplicaciones industriales de los hierros CADI aun son limitadas, por tratarse de un material de recién aparición. Algunas aplicaciones incluyen componentes de la industria minera, cementera, componentes de la maquinaria para construcción, maquinaria para agricultura, entre otros. De acuerdo con lo anterior, en esta tesis se desarrolló la fabricación de una pieza prototipo llamada buje, la cual está fabricada originalmente de acero aleado y con tratamiento de temple-revenido y cuya aplicación dependerá de la caracterización microestructural resultante en este trabajo.

OBJETIVO

- Fabricar dos piezas prototipo (bujes) de hierro CADI con dos condiciones de tratamiento de austemperizado (alta y baja temperaturas de la etapa isotérmica) y relacionarlas con la microestructura y durezas obtenidas.

Objetivos particulares

1. Fabricar piezas prototipo (bujes) de hierro nodular con carburos (CDI por sus siglas en inglés) y de buena calidad metalúrgica. para ser utilizadas como hierro base para producir hierro CADI
2. Aplicar el tratamiento térmico de austemperizado a dos piezas de hierro nodular con carburos. Con dos condiciones de tiempo y temperatura de tratamiento isotérmico: 375 °C con 1 hora y 425 °C con 2 horas, respectivamente.
3. Efectuar una caracterización completa de la microestructura de las piezas (mapeos microestructurales de carburos), en donde se evaluarán las fracciones de carburos antes y después del tratamiento térmico de austemperizado.

Capítulo 1

ANTECEDENTES

En este capítulo se menciona qué es un hierro nodular y su diferencia con los demás hierros colados en cuanto a composición química y propiedades. Así como también, el efecto de los elementos de aleación para la obtención de un hierro nodular con carburos. También se encuentra de manera breve el trabajo de los autores que han trabajado con hierros dúctiles austemperizados con carburos (CADI por sus siglas en inglés).

1.1 HIERROS COLADOS ⁽¹⁾

Los hierros colados son aleaciones de hierro, carbono y silicio (como elementos principales) que generalmente contienen también manganeso, fósforo, azufre además de otros elementos aleantes. Su contenido en carbono (2 a 4.5%) es superior al contenido en carbono de los aceros (0.1 a 2%). Se caracterizan por tener una amplia gama de propiedades y como su nombre lo indica, adquieren su forma definitiva directamente por colada, puesto que la fundición es el único proceso aplicado a estas aleaciones. En general, tienen un amplio rango de resistencia y dureza y, en la mayoría de los casos, son fáciles de maquinar.

Teóricamente, las fundiciones pueden contener de acuerdo con el diagrama de fases hierro-carbono, de 1.7 a 6.67% de carbono. Sin embargo, en la práctica, su contenido varía de 2 a 4.5%, siendo lo más frecuente que oscile de 2.75 a 3.5%, el contenido en silicio suele estar entre 0.5 a 3.5% y el de manganeso de 0.4 a 2%. Los porcentajes de azufre suelen oscilar de 0.01 a 0.20%, los de fósforo de 0.04 a 0.80% y en algunos casos excepcionales llega a 1.5%. Para conseguir ciertas características especiales, se fabrican fundiciones aleadas que, además de los elementos citados, contienen también porcentajes variables de cobre, níquel, cromo, molibdeno, con el fin de controlar o modificar la estructura y propiedades.

La mejor manera de clasificar a las fundiciones o hierros colados es de acuerdo a su microestructura, donde el carbono puede estar combinado en forma de carburo de hierro (cementita Fe_3C), o existir como carbono libre en forma de grafito (C_g).

La clasificación de las fundiciones establece 4 tipos diferentes de hierros fundidos: hierro blanco, hierro gris, hierro maleable y hierro de grafito esferoidal (nodular o dúctil).

En la tabla 1.1 se enlistan los rangos de composición química de los hierros colados.

Tabla 1.1 Rangos de composición química de hierros colados no aleados

Elemento	Hierro gris (%)	Hierro blanco (%)	Hierro maleable (%)	Hierro dúctil (%)
<i>Carbono</i>	2.5-4.0	1.8-3.6	2.0-2.60	3.0-4.0
<i>Silicio</i>	1.0-3.0	0.5-1.9	1.10-1.60	1.8-2.8
<i>Manganeso</i>	0.25-1.0	0.25-0.80	0.20-1.0	0.10-1.0
<i>Azufre</i>	0.02-0.25	0.06-0.20	0.04-0.18	0.03 máx
<i>Fósforo</i>	0.05-1.0	0.06-0.18	0.18 máx	0.10 máx

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

1.1.1 ASPECTOS METALÚRGICOS

Existen variables metalúrgicas importantes que influyen directamente sobre la relación microestructura-propiedades mecánicas en los hierros colados, a continuación se mencionan los más importantes:

1.1.1.1 Velocidad de enfriamiento ⁽¹⁾

La velocidad de enfriamiento que depende del espesor de las piezas y del molde empleado, es otro factor que también ejerce una influencia decisiva en la calidad y microestructura de las fundiciones. Los enfriamientos rápidos tienden a producir fundiciones blancas, los enfriamientos lentos favorecen la formación de grafito y, por lo tanto, la formación de fundiciones grises o de grafito esferoidal. La velocidad de enfriamiento que suele variar principalmente con el espesor de las piezas, también se modifica con la naturaleza de los moldes. Los pequeños espesores se enfrían mucho más rápidamente que los grandes. Un molde metálico, enfría más rápidamente que un molde de arena. En los

moldes metálicos el enfriamiento de la fundición será rápido en combinación con espesores delgados. Un ejemplo de la influencia que la velocidad de enfriamiento ejerce en la microestructura de las fundiciones, se puede observar de los resultados obtenidos con una pieza en la que hay zonas de diferentes espesores (fig.1.1). Sus escalones son de 3, 6, 12 y 24 mm.

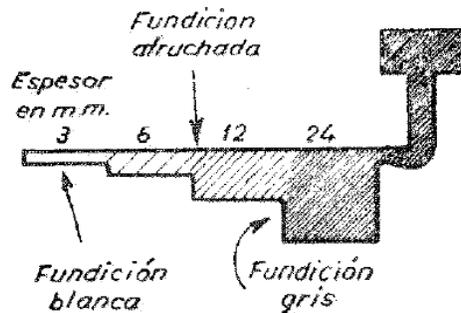


Figura 1.1 Influencia de la velocidad de enfriamiento en la microestructura que se obtiene con una fundición de composición: C= 3.25%, Si = 1.75%, S = 0.045% y P = 0.050%

Utilizando molde de arena, se obtuvo en los escalones de 3 y 6 mm de espesor fundición blanca con una dureza de 365 Brinell, y en los escalones de 12 y 24 mm de espesor se obtuvo fundición gris con durezas de 220 a 240 Brinell. En el escalón de 12 mm hay una zona intermedia de transición de fundición atruchada con 240 y 350 Brinell de dureza (figura 1.2).

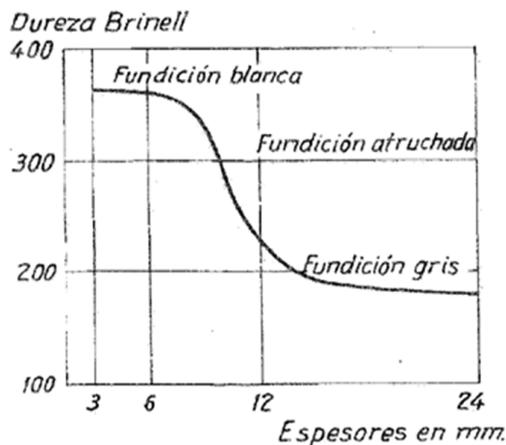


Figura 1.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento en la dureza que se obtiene con una fundición de la siguiente composición: C= 3.25%, Si = 1.75%, S = 0.045% y P = 0.050%

La formación de grafito se favorece con la presencia de un elevado porcentaje de silicio y de carbono y con bajas velocidades de enfriamiento, circunstancia que se consigue en las piezas de gran espesor y con preferencia en el interior de las piezas. Para obtener fundiciones grises, se deben vigilar los porcentajes de azufre y manganeso, que conviene que sean bajos.

La formación de cementita y ledeburita transformada (hierro blanco) está íntimamente ligada con el espesor de la pieza (espesores delgados) y altas velocidades de enfriamiento.

Las fundiciones atruchadas son de características y microestructura intermedia entre las fundiciones blancas y las fundiciones grises.

El enfriamiento lento de la fundición favorece la grafitización, pero también la formación de grandes cristales de austenita primaria. Un enfriamiento rápido promueve la formación de carburos.

La velocidad de enfriamiento puede medirse a través del análisis térmico, ésta prueba nos da información de cuantos grados se van perdiendo cada segundo (equipos modernos pueden leer la caída de temperatura cada 0.1 segundo).

1.1.1.2 **Composición química**

La composición química es el principal factor que afecta el control de la forma del grafito y tiene influencia sobre la microestructura de la matriz metálica de los hierros colados. Cada elemento tiene un efecto particular sobre cada estructura de solidificación (morfología del grafito) o sobre la microestructura de la matriz metálica. Por ejemplo, muchos de los elementos presentes en los hierros dúctiles pueden ser clasificados por su influencia sobre la microestructura y con ella su dureza y resistencia, ellos incluyen:

- Elementos aleantes que promueven la grafitización: Si, Cu, Ni, Al
- Elementos promotores de carburos-perlita: Cr, Mo, Mn, V, Ti.

Elementos como el silicio, aluminio, níquel y cobre, se disuelven en la ferrita, la endurecen y hacen aumentar su resistencia. Son elementos que favorecen la grafitización (figura 1.3).

Otros elementos como el cromo, manganeso y molibdeno son formadores de carburos, es decir, elementos que tienden a promover una fundición blanca y dificultan la grafitización (figura 1.3).

El níquel, el manganeso y el cobre aumentan la estabilidad de la austenita y favorecen la formación de una matriz austenítica. El silicio, el aluminio y el molibdeno (este último en pequeña proporción) aumentan la estabilidad de la ferrita y favorecen la formación de fundiciones de matriz ferrítica.

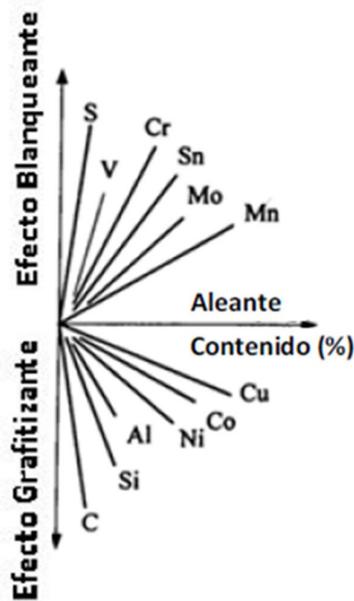


Figura 1.3 Efecto de los elementos de aleación sobre la grafitización y el poder de blanqueo sobre un hierro colado.

1.2 HIERRO DÚCTIL ⁽⁶⁾

El hierro con grafito esferoidal o también llamado hierro nodular o dúctil es un hierro colado donde el grafito en lugar de precipitar en forma de hojuelas (hierro gris) lo hace en forma de nódulos o esferoides. Debido a esa forma de grafito este tipo de fundición es mucho más resistente y con mayor capacidad de alargamiento que las fundiciones grises, puesto que el principal problema de los hierros grises es la fragilidad debida a las puntas en la hojuela de grafito, caso que no se presenta con el hierro dúctil debido a los esferoides de grafito. Las puntas en la hojuela actúan como concentradores de esfuerzos para que las fracturas se propaguen, hecho que no sucede con los esferoides de grafito, es por ello, que las propiedades mecánicas de un hierro dúctil superan a los de un hierro gris.

Para la formación del grafito esferoidal se debe tener generalmente entre 0.03 a 0.04% de Mg residual en el hierro ⁽¹⁵⁾ con bajos %S (0.015); esta es la principal diferencia con la fundición gris desde el punto de vista de composición química. Bajo la presencia del magnesio, el grafito en el proceso de cristalización toma forma globular en vez de laminar. El grafito esferoidal debilita menos la matriz metálica, lo que garantiza altas propiedades mecánicas de la fundición.

Los elementos que promueven esta modificación de la microestructura son el magnesio, cerio y tierras raras, los cuales se adicionan a la aleación en estado líquido.

1.2.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE UN HIERRO CON GRAFITO ESFEROIDAL O DÚCTIL ⁽¹⁾

La composición química de los hierros con grafito esferoidal se presenta a continuación, indicando el rango de composición para cada elemento:

- Carbono: C = 3.0 – 4.0 %
Deseable C = 3.6 – 3.8 %
- Silicio: Si = 2.0 – 3.0 %
- Magnesio: Mg = 0.03-0.07% (magnesio residual)
- Fosforo: P < 0.08%
Para evitar la formación de esteadita
- Azufre: S < 0.03%
Ya que el azufre reacciona con el magnesio
- Manganeso: Define el tipo de matriz: Ferrita, Ferrita-Perlita, Perlita-Ferrita, Perlita.
Si el contenido de Mn < 0.15 se obtiene matriz ferrítica
Si el contenido es 0.5 < Mn < 0.8 se obtiene matriz perlítica

Para el Carbono Equivalente (C.E.), la tabla 1.2 muestra los valores típicos para diferentes secciones.

Tabla 1.2 Valores de carbón equivalente para diferente tamaño de sección

<i>Tamaño de la sección</i>	<i>Carbón equivalente</i>
< 0.5 plg	4.6-4.7
0.5 a 2 plg	4.4-4.6
> 2 plg	4.3-4.4

1.2.1.1 Influencia de los elementos de aleación de un hierro con grafito esferoidal o dúctil.

Como se mencionó anteriormente, muchos de los elementos presentes en los hierros dúctiles pueden ser clasificados por su influencia sobre la microestructura y con ella su dureza y resistencia. La influencia de estos elementos se describe a continuación:

1.2.1.2 Elementos primarios

Los elementos primarios de un hierro nodular generalmente son el carbono, silicio, azufre, fósforo y manganeso, ya que están presentes en todas las aleaciones producidas.

Carbono. El carbono es sin duda, el elemento de aleación más importante, se le puede encontrar combinado (cementita) o de forma libre (hojuela, vermículo, nódulo o esferoide).

Los factores que influyen para que se encuentre de una u otra forma son: balance C-Si, velocidad de enfriamiento y elementos de aleación adicionales presentes.

Junto con la inoculación, se garantiza un número y tamaño de esferoides de grafito formados durante la solidificación. El carbono tiene efecto en la fluidez y las características de la contracción del metal fundido debido a que durante la solidificación no entra en solución pero si en suspensión, por lo que se reduce la fluidez ⁽⁶⁾.

La combinación de un alto contenido de C (carbono equivalente) y una baja velocidad de enfriamiento resulta en la formación de grafito flotado y la presencia de grafito degenerado.

Un enfriamiento lento y la presencia de silicio, níquel, cobre, etc., facilitan la formación de grafito libre, la forma, cantidad, tamaño, etc., deben de ser controlados cuando se requieran coladas de buena calidad.

Silicio. En conjunto con el carbono es el elemento más importante de las fundiciones nodulares. Se encuentra presente de 1,5 a 3,5 %, y favorece la precipitación del carbono en forma de grafito y promueve la formación de una estructura ferrítica, incrementa la fluidez y desplaza la composición eutéctica hacia la izquierda, lo cual baja la temperatura de solidificación. En un hierro gris, por ejemplo, un exceso incrementa la formación de eutéctico y por lo tanto da hojuelas más finas y pequeñas.

Junto con el carbono determina el carbón equivalente así como las formas o estructuras del grafito en un hierro gris, esferoidal o atruchado (Figura 1.4).⁽⁶⁾

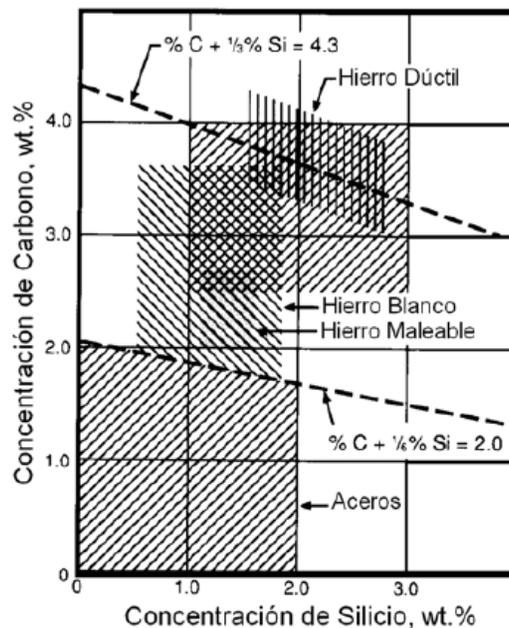


Figura 1.4 Efecto combinado del silicio y carbono

Azufre. El azufre se opone a la grafitización del carbono y favorece la formación de cementita. Su influencia en ausencia del manganeso es verdaderamente sensible. El azufre tiene una fuerte afinidad con el manganeso y al combinarse ambos elementos forman el sulfuro de manganeso, que no tiene en cambio ninguna influencia en la formación del grafito o de la cementita.

Por lo tanto, el azufre presente en un hierro nodular con un contenido relativamente elevado de manganeso, tiende indirectamente a grafitizar la fundición.

El azufre se controla con el manganeso ya que forma MnS, en forma de partículas muy duras y pequeñas que no perjudican demasiado a la matriz, cuando el nivel es bajo (<1%).

Esto es debido a que el azufre en cierto modo absorbe algo de manganeso, que es un elemento que favorece la formación de cementita. Lo mismo ocurre con las adiciones de manganeso a una fundición de elevado contenido de azufre, ya que al principio favorecen la grafitización en lugar de oponerse a ella. En cambio, cuando el azufre existe en exceso en una fundición con poco manganeso, forma con el hierro el sulfuro de hierro que favorece la formación de cementita y tiende, por lo tanto, a blanquear la fundición.

Fósforo. El fósforo se suele añadir a veces intencionalmente a la fundición con objeto de favorecer su fluidez y se emplea cuando se quiere fabricar piezas de forma complicada o de carácter decorativo u ornamental.

El fósforo no ejerce influencia sobre la grafitización del carbono en las fundiciones, aunque puede decirse que, en general, se opone ligeramente a ella. La presencia de fósforo da lugar a un aumento de la fragilidad y aumenta la dureza.

Un contenido normal en fósforo en los hierros colados es del orden de 0.15% empleándose contenidos más bajos cuando se desea alta resistencia, y más elevados, de 0.5 a 1.5%, cuando se desea alta fluidez.

Ambos elementos, *azufre* y *fósforo* son considerados como impurezas no deseadas en la fundición. El primero tiende a formar FeS, un compuesto intermetálico de bajo punto de fusión que al formar redes interdendríticas, provoca fisuras y fragilidad en caliente. Reduce la fluidez y provoca rechupes y cavidades en piezas fundidas. Y el segundo, tiende a formar el eutéctico binario de ferrita y fosfuro de hierro (Fe₃P) llamado esteadita de bajo punto de fusión que suele aparecer en los contornos de los granos. Su efecto aumenta la

fluidez y favorece la grafitización primaria junto al silicio. Es útil para piezas muy delgadas.

Manganeso. El manganeso se opone lo mismo que el azufre, a la grafitización del carbono y favorece en cambio, la formación de cementita. Es un estabilizador de carburos, pero menos potente que el azufre. Tiende a blanquear las fundiciones y a aumentar su dureza dificultando la mecanización. Normalmente las fundiciones suelen tener de 0.4 a 1.5% de manganeso. El manganeso con el azufre forma inclusiones de sulfuro de manganeso, y el principal papel del manganeso es neutralizar el azufre, evitando la formación de sulfuro de hierro.⁽⁶⁾

Es un elemento que también promueve la formación de cierta matriz en los hierros colados a mayor cantidad de Mn la matriz será perlítica y a concentraciones bajas se promueve la formación de una matriz ferrítica. Estabiliza la perlita, y para bajos espesores y bordes, su exceso puede favorecer la precipitación de carburos.

1.2.1.3 Elementos esferoidizantes

Magnesio. El contenido de magnesio en un hierro dúctil para producir grafito esferoidal suele oscilar desde 0,02 hasta 0,08%, dependiendo del contenido de azufre. Cuando se añade a hierro fundido, el magnesio actúa para desoxidar y desulfurar la fundición, para alterar la forma de grafito, y promover la formación de carburo eutéctico. La nodularidad depende de la cantidad de magnesio residual presente en la composición química final⁽¹⁸⁾.

El aporte del 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 azufre que se encuentran en solución, el resultado de la desoxidación y desulfuración es la producción de óxido de magnesio y sulfuro de magnesio, los cuales presentan baja solubilidad en el metal y baja densidad.

2. El magnesio es altamente volátil, su punto de ebullición es de 1170 °C, por lo que el contenido disminuye con el aumento de la temperatura.
3. Es un excelente modificador de la forma del grafito (magnesio residual), conforme aumenta la cantidad de magnesio en el metal líquido la estructura o forma del grafito sufre cambios pasando primero desde grafito en forma de hojuela a forma vermicular y finalmente a forma esferoidal. Este cambio que se presenta en la forma del grafito como función del magnesio residual se puede observar en la figura 1.5, si se tiene cantidades menores a 0.01% el grafito es de forma de hojuelas, en el caso de que el magnesio residual se encuentre entre 0.01 y 0.03% la forma del grafito es vermicular, más allá de un 0.035% de magnesio residual se encuentra el grafito en forma de esferoides.

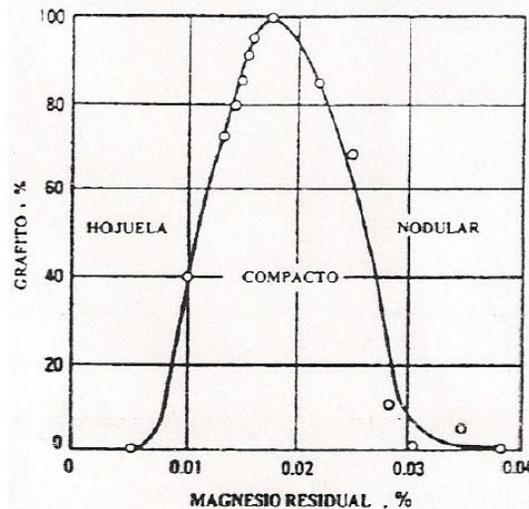


Figura 1.5 Influencia del contenido de magnesio residual en la forma del grafito y su porcentaje presente.

Calcio. Es un elemento importante que está siendo considerado en la producción de hierros con grafito esferoidal. Es un elemento que reduce la volatilidad de la reacción del magnesio e incrementa la efectividad de la inoculación. El calcio reacciona rápidamente con el oxígeno y forma CaO (óxido de calcio), el cual flota sobre la superficie del metal líquido.

En general, cuando el contenido de calcio en las ferroaleaciones FeSiMg se incrementa, la volatilidad de su reacción se reduce considerablemente.

Cuando el nivel de calcio agregado excede del 0,03%, la tendencia de formación de carburo de magnesio parece ser mayor. Pero, por debajo de este nivel, el calcio es eficaz en el aumento de la cantidad de nódulos de grafito.

El calcio también se utiliza en el ferrosilicio con el fin de mejorar la eficacia de estas aleaciones en la inoculación.

Bario. El principal uso de bario en la producción de hierro dúctil es en las ferroaleaciones de FeSi, en donde 2.00-2.50% de Ba es utilizado para promover una alta cantidad de nódulos de grafito durante la inoculación.

1.2.1.4 Elementos de aleación

Cobre y Níquel se emplean para estabilizar la perlita. No favorecen la formación de carburos.

Cobre. Favorece ligeramente la grafitización y endurece y aumenta la resistencia de la matriz. Mejora la resistencia al desgaste y al choque de las fundiciones. Mejora la resistencia a la corrosión atmosférica. Se suele utilizar para fabricar fundiciones perlíticas de alta resistencia a la tracción, puesto que es un estabilizador de la fase perlítica (formada por ferrita más carburo de hierro).

Níquel. Facilita la grafitización, se disuelve en el hierro y disminuye la estabilidad del carburo. Su acción es menos activa que la del silicio, ya que tres partes de níquel hacen el mismo efecto, que una de silicio. Evita la formación de fundición blanca en las esquinas y secciones delgadas de las piezas y mejora su maquinabilidad.

Molibdeno. Favorece muy ligeramente la estabilidad del carburo de hierro y reduce el tamaño de las láminas de grafito en un hierro gris y también aumenta la resistencia de la matriz. Promueve la formación de carburos en la matriz eutéctica, incrementa el endurecimiento y la resistencia a la corrosión. Promueve la zona de blanqueado. Promueve la matriz perlítica.

Es un elemento formador de carburos que generalmente se agrega a los hierros nodulares, este elemento es el más importante como agente

endurecedor, al igual que el manganeso. El Mo segrega en los límites de las celdas y frecuentemente forma finos carburos eutécticos. El carburo causa, significativas pérdidas en la ductilidad, resistencia al impacto y la maquinabilidad.

La formación de carburos se lleva a cabo cuando la cantidad adicionada de Mo excede el 0.5%, estos carburos son muy estables y difíciles de disolver, usualmente se recomienda adicionar como máximo un 0.35% de Mo. ^(3, 14)

El molibdeno incrementa la temperatura de austenización y retrasa la reacción de austemperizado. Se considera como una alta concentración de Mo en un hierro ADI a partir del 0.5%, además altas concentraciones de este elemento causa la presencia de grandes cantidades de austenita metaestable sin reaccionar. ⁽³⁾

1.2.1.5 Elementos promotores de Carburo- estructura perlítica ⁽¹⁾

Cromo. Estabiliza la cementita y evita la grafitización. Reduce ligeramente el tamaño de las láminas de grafito en un hierro gris y afina y aumenta la dureza de la matriz. Favorece la precipitación de carburos que son muy estables a alta temperatura, y propicia la formación de fundición blanca o atruchada. Estabiliza la martensita con contenidos de 12-18% Cr.

El cromo es un elemento alfégeno, que forma aleaciones sustitucionales en el hierro alfa y aumenta la línea A_3 , por lo que 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. ⁽³⁾

El cromo es a menudo añadido para mejorar la dureza y la resistencia del hierro nodular, y para ello, el nivel de Cr se adiciona entre 0.20 y 0.35%, más allá de este rango, es necesario añadir un grafitizador para evitar 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 mayor tiempo. Carburo o cementita usualmente se refiere al Fe_3C . 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, es decir, forman carburos aleados del tipo M_3C . Estos carburos formados tienen un enlace atómico muy fuerte con los átomos de carbono. ⁽³⁾

Vanadio. Es un estabilizador de carburos. Aumenta la zona de blanqueado debido a un severo efecto en el enfriamiento en secciones delgadas. De 0.1 a 0.5% refina la estructura enfriada. Muy poco útil en hierros grises y dúctiles.

Boro. El boro segrega muy fuertemente en los hierros dúctiles, formando carburos de boro en los límites de grano. El boro es uno de los elementos más poderoso en la formación de carburos. Estos carburos son extremadamente estables.

Estaño. Es un poderoso promotor de perlita en hierros dúctiles, pero no promueve la formación de carburos, incluso a niveles tan altos como 0,15%. El estaño se acumula preferentemente en la superficie del grafito esferoidal y, por tanto, interfiere con la difusión de carbono, lo que impide la formación de ferrita. Se requiere de 0.03-0.08% de estaño para producir una matriz completamente perlítica.

1.2.2 OBTENCIÓN DE UN HIERRO DÚCTIL ⁽¹⁸⁾

Para la obtención del hierro nodular se tiene que llevar acabo tres tratamientos al metal líquido que consta de una inoculación, nodularización y post-inoculación.

1.2.2.1 Inoculación y Post-inoculación

Desde el punto de vista microscópico y metalúrgico la inoculación puede considerarse como una nucleación heterogénea, es decir, es el proceso de agregar núcleos artificiales con el fin de producir una solidificación eutéctica, precipitando grafito con un mínimo de subenfriamiento.

Los hierros son inoculados para controlar el subenfriamiento de zonas de piezas que solidifican rápido, de paredes delgadas y largas puntas.

Los tipos de inoculantes son de tipo grafito o ferrosilicio, aunque el más empleado es el ferrosilicio y los niveles de silicio que se utilizan son de 50 o 75%, además incluye elementos como aluminio, bario, calcio y tierras raras, estroncio, titanio y circonio en porcentajes bajos.

En el caso del hierro nodular la inoculación sirve para obtener principalmente una alta densidad de esferoides de grafito y la post inoculación se utiliza con el objetivo de asegurar la matriz.

1.2.2.2 Nodularización

En la producción del hierro nodular en el tratamiento de nodularización es necesario mantener el azufre por debajo del 0.02% para no hacer costoso el proceso y además conlleva otras implicaciones entre ellas formaciones altas de sulfuros que perjudican las características tecnológicas del metal al verterse a los moldes (fluidez, inclusiones, etc).

El tratamiento de nodularización consiste en agregar magnesio, aleaciones de magnesio (ferroaleaciones) y algunas veces elementos de la familia de las tierras raras (por ejemplo cerio) al metal fundido con el fin de que el carbono libre precipitado se encuentre como grafito en forma de esferoides o nódulos.

1.2.3 CLASES Y PROPIEDADES MECANICAS DE UN HIERRO CON GRAFITO ESFEROIDAL ^(6,7)

Existen diferentes clases de hierros nodulares, estos se distinguen por su composición química y con ello también de sus propiedades mecánicas que posee cada clase; en la tabla 1.3 se muestran las composiciones más comunes de estos hierros. Con la información de dicha tabla se parte para la elaboración de cada clase de hierro nodular ya que esta composición nominal está regida por la norma ASTM 536.

Tabla 1.3 Composición química nominal de las clases de hierros nodulares

Clase	% EN PESO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN							
	C	Si	Mn	P*	S	Cr	Ni	Cu
60-40-18	3.50 3.90	2.20 3.00	0.30 Máx.	0.50 Máx.	0.015 Máx.	0.06 Máx.	-----	-----
65-45-12	3.5 3.90	2.50 2.80	0.40 Máx.	0.50 Máx.	0.015 Máx.	0.10 Máx.	-----	-----
80-55-06	3.50 3.90	2.20 2.70	0.20 Máx.	0.50 Máx.	0.015 Máx.	0.10 Máx.	-----	0.20 0.40
100-70-03	3.50 3.80	2.20 2.70	0.60 Máx.	0.50 Máx.	0.015 Máx.	0.10 Máx.	**	0.20 0.50
120-90-02	3.50 3.80	2.20 2.70	0.80 Máx.	0.50 Máx.	0.015 Máx.	0.10 Máx.	**	0.20 0.50

* Para una óptima elongación y propiedades al impacto, el fósforo no debe exceder el 0.30% y el silicio debe mantenerse lo más bajo posible.

** La adición de níquel por arriba de 1% puede provocar la mejora en las propiedades a la tracción.

La mayor parte de las clasificaciones de los hierros con grafito esferoidal se basan en sus propiedades que en general son superiores a las de los hierros grises: resistencias (tensión y cedencia) y % de elongación. El sistema utilizado por la norma ASTM (tabla 1.4) reporta unos números que indican la resistencia a la tracción y el límite elástico (ambos en ksi) y el alargamiento en %.

El hierro con grafito esferoidal o hierro dúctil tiene buena fluidez y moldeabilidad, excelentes cualidades de maquinado y buena resistencia al desgaste, además de tener alta resistencia, tenacidad, ductilidad y posibilidad de ser trabajado en caliente y endurecido.

Tabla 1.4 Propiedades Mecánicas de cada una de las clases de los hierros nodulares

Clase	Dureza (HB)	σ Tensión (MPa)	σ Tensión (ksi)	σ cedencia (MPa)	σ cedencia (ksi)	Elongación (%)	Módulo Young (GPa)	Poisson
60-40-18	167	414	60	276	40	18	169	0.29
65-45-12	167	448	65	310	45	12	168	0.29
80-55-06	192	552	80	379	55	6	168	0.31
100-70-03	---	689	100	483	70	3	---	---
120-90-02	331	827	120	621	90	2	164	0.28

1.3 HIERROS DUCTILES AUSTEMPERIZADOS ⁽⁴⁾

1.3.1 Hierro dúctil austemperizado (ADI)

Es posible utilizar la fundición de grafito esferoidal tal como se obtiene del molde (“As cast”), sin embargo se pueden aplicar tratamientos térmicos adicionales con la finalidad de mejorar las propiedades mecánicas.

En el tratamiento de austemperizado de las fundiciones con grafito esferoidal, se obtiene una matriz de austenita estable con ferrita acicular, llamada ausferrita (AF).

El producto final presenta una interesante combinación de resistencia a la tracción y al desgaste con cierta ductilidad. Las aplicaciones más habituales para las fundiciones dúctiles “austemperizadas” están en la fabricación de engranajes, piezas resistentes al desgaste y al impacto, ejes de cigüeñal, juntas universales, etc.

Los hierros que se obtienen en este tratamiento son llamados Hierros Dúctiles Austemperizados ADI (por sus siglas en inglés Austempered Ductil Iron); el objetivo fundamental de estos hierros es promover la formación de microestructuras de ferrita acicular y austenita estable con altos contenidos de carbono en solución, mezcla a la cual se le llama comúnmente ausferrita, estructura que proporciona al hierro con grafito esferoidal una elevada combinación de resistencia y ductilidad, características que han contribuido a aplicaciones más amplias y demandantes de este material. ⁽⁸⁾

Durante la producción de hierro dúctil austemperizado ADI, la eficiencia del tratamiento térmico depende del estricto control de ciertas variables como lo son: la composición química del hierro base, la calidad metalúrgica del hierro nodular (microestructura de la matriz, tamaño del nódulo, nodularidad, densidad de nódulos, etc.), temperatura y tiempo de austenización, temperatura y tiempo del tratamiento isotérmico, entre otros.

1.3.2 Hierro dúctil austemperizado con carburos (CADI)^(2,5,19,20)

Las fundiciones CADI (por sus siglas en inglés Carbide Austempered Ductile Iron) son fundiciones de hierro con grafito esferoidal austemperizadas que contienen adicionalmente carburos libres dispersos en la matriz después del tratamiento isotérmico.

La presencia de carburos debe promover un aumento en dureza y resistencia a la abrasión, aunque también debe esperarse una disminución de la resistencia al impacto y ductilidad. Por lo tanto, el desafío en el desarrollo de este material está relacionado con el control de la microestructura que permita obtener un balance óptimo entre resistencia a la abrasión y al impacto.

Desde la década de los 90's se han estado 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.⁽²⁴⁾

Los métodos más comunes para producir una microestructura con carburos son:

1. Uso de elementos estabilizadores de carburos, tales como cromo, molibdeno o titanio, entre otros.
2. Ajustar la cantidad de elementos grafitizantes (C, Si) y/o aumentarse el grado de subenfriamiento, a fin de promover la formación de cantidades variables de carburos ledeburíticos los cuales tenderán a disolverse fácilmente en la etapa de austenizado del tratamiento térmico posterior.

El grado de disolución de los carburos dependerá de sus características (composición química y morfología) y de los parámetros de tratamiento térmico. Se ha demostrado que los carburos ledeburíticos producidos, tanto por el control del carbono equivalente, como por una elevada velocidad de enfriamiento (carburos no aleados), son menos estables y, por lo tanto, se disuelven más fácilmente que los carburos aleados (habitualmente producidos por efectos de la microsegregación).

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.

Para la fabricación de los hierros CADI se requiere un hierro nodular con un porcentaje mínimo de entre 45 y 65% de carburos para poder realizar el tratamiento isotérmico y poder mejorar las propiedades de resistencia al desgaste⁽⁶⁾.

En los últimos años se ha dado un énfasis especial a desarrollar nuevas aplicaciones de los hierros nodulares, esto se ha logrado con el desarrollo de los hierros ADI, del cual ya se tienen una elevada demanda de piezas a nivel industrial. 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. Como se mencionó anteriormente, una característica fundamental antes de la fabricación del hierro CADI, es la obtención del hierro nodular con carburos (CNI carbide nodular iron), los cuales tengan fracciones controladas de

carburos en la matriz y además posean la suficiente estabilidad para no disolverse durante el tratamiento de austemperizado. ⁽¹²⁾

1.3.2.1 Aplicaciones de los hierros CADI

Las aplicaciones recientes de los hierros CADI incluyen para la agricultura: dientes, arados, placas de desgaste, recolectores, componentes de máquinas cosechadoras. En la construcción y la minería se incluyen componentes de excavadoras, dientes escarificadores, cortadores, molino de martillos, cubiertas, rampas, trituradora de rodillos. ^(9,24)



Figura 1.6 Aplicaciones de hierro CADI (www.appliedprocess.com)

1.3.2.2 Ventajas y desventajas del hierro CADI ^(9,24)

1.3.2.2.1 Las principales ventajas del CADI son:

1. Es más resistente al desgaste que el grado 5 ADI y que algunos aceros templados.
2. Es menos caro en comparación con el hierro blanco con 18% Cr utilizado en componentes que demandan elevada resistencia al desgaste.
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; ya que no se requiere de gran inversión de capital para fabricar el hierro base (hierro nodular con carburos) que posteriormente con el tratamiento de austemperizado, se obtendrá el hierro CADI.

1.3.2.2.2 Las principales desventajas del CADI son:

1. Tienen limitada maquinabilidad
2. El costo puede incrementarse cuando el hierro base CDI (Carbídico Ductile Iron) se fabrica mediante la adición de elementos caros, como el molibdeno.
3. Control estricto del tratamiento de austemperizado para no disolver los carburos.
4. No tiene designación normalizada (ASTM, SAE, AISI, ISO)

De lo anterior se observa que la publicación de trabajos de investigación enfocados a la producción de hierros nodulares con carburos como material base para la fabricación de hierros CADI es muy limitada, debido al reciente desarrollo de este material.

Capítulo 2

MARCO TEÓRICO

En este capítulo se encuentra la información que debe conocerse sobre el tratamiento térmico de los hierros nodulares.

2.1 DIAGRAMA HIERRO CARBONO METAESTABLE Y ESTABLE ⁽¹⁾

El diagrama de fases hierro-carbono que se utiliza para estudiar los aceros y las fundiciones blancas, se denomina diagrama metaestable y corresponde a aleaciones hierro-carbono de bajo contenido en silicio.

El diagrama hierro carbono estable (que señala los fenómenos y transformaciones estables correspondientes a las aleaciones hierro-carbono) y se refiere en general, a aleaciones de alto contenido en silicio (1 a 4%). Una característica de este diagrama es que sus constituyentes son grafito y ferrita (hierro α) en lugar de cementita y ledeburita transformada, que son los constituyentes del diagrama metaestable.

Las fundiciones no sólo se transforman según el diagrama estable, sino que una parte de las transformaciones se realiza de acuerdo con este mismo y otras sigue el diagrama metaestable.

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas del diagrama estable, varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En las transformaciones del diagrama estable, para una temperatura determinada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el que disuelve a la misma temperatura cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable.

Ambos diagramas se muestran en la figura 2.1 y 2.2.

En la práctica casi nunca se transforma todo el carbono en grafito, y es muy frecuente que durante el enfriamiento se forme grafito al realizarse una parte de

las transformaciones de acuerdo con el diagrama estable, y luego se forme cementita dentro de la perlita al realizarse otra parte de las transformaciones según el diagrama metaestable. La cantidad de grafito o cementita (que forma parte de la perlita) que se forme, en cada caso, depende de que sea grande, pequeña o intermedia la influencia que ejerzan los factores que favorecen la formación del grafito o que favorecen la formación de cementita.

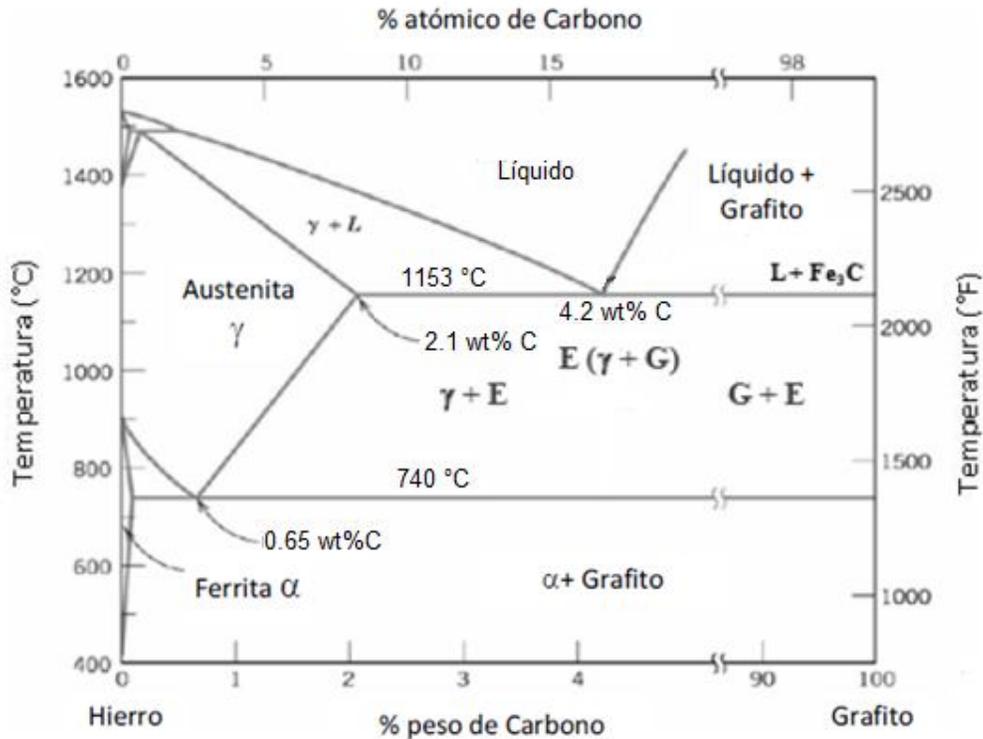


Figura 2.1 Diagrama de equilibrio Fe-C_γ y Fe-Fe₃C (Walton C.F., 1981)

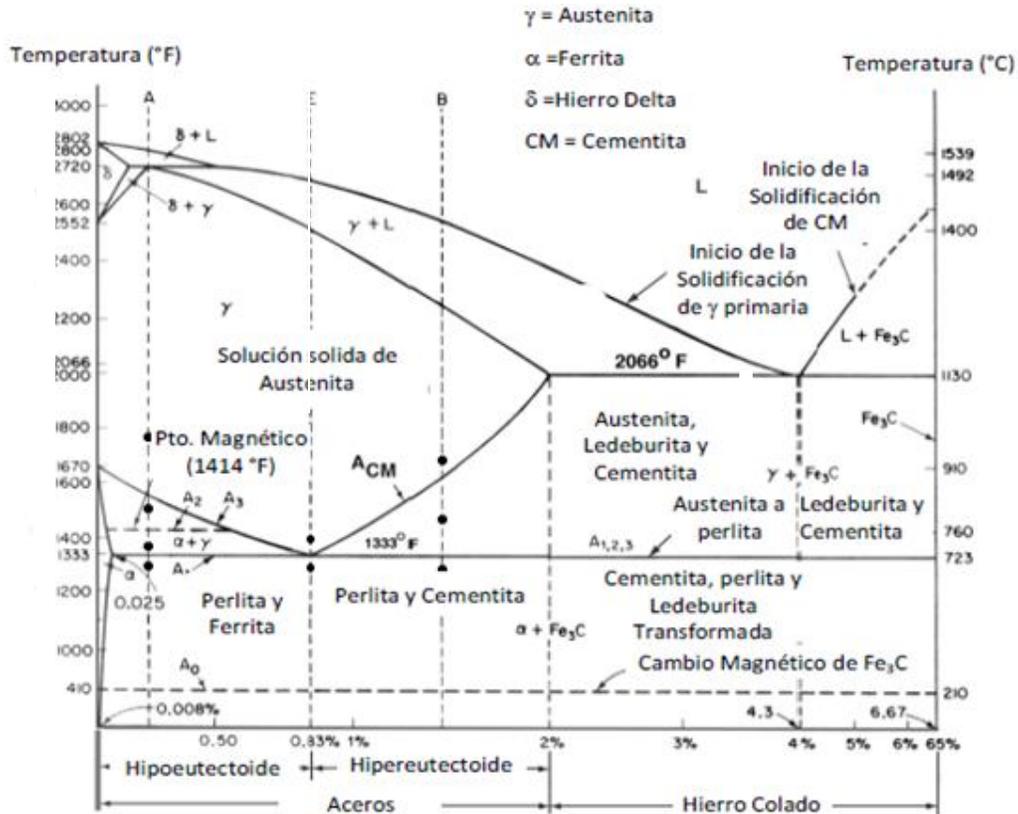


Figura 2.2 Diagrama Fe-Fe₃C metaestable. (Walton C.F., 1981)

2.2 TRATAMIENTO ISOTÉRMICO DE HIERROS NODULARES

Las propiedades mecánicas del hierro nodular son obtenidas principalmente por el control de la microestructura que se forma en la matriz, la cual puede ser ferrítica, perlítica o una mezcla de ambas. Debido a esto, mediante la aplicación del tratamiento isotérmico de austemperizado, se logra modificar y mejorar la microestructura y con ello sus propiedades mecánicas.

El tratamiento térmico de austemperizado ha sido estudiado en los últimos años por la óptima combinación en propiedades mecánicas obtenidas durante la aplicación del mismo en hierros nodulares. Existen estudios que revelan que sus propiedades mecánicas dependen fuertemente de la microestructura formada durante el austemperizado y que ésta a su vez depende de las variables del proceso como son: las condiciones de operación (temperaturas y tiempos de austenización y austemperizado) así como de la composición química.

2.2.1 Parámetros para el control del tratamiento de austemperizado de hierros nodulares

2.2.1.1 Temperatura de austenización⁽⁶⁾

El objetivo principal de la austenización en un hierro nodular es producir una matriz totalmente austenítica con un contenido de carbono lo más uniforme posible antes de su tratamiento isotérmico.

Dependiendo de la matriz del hierro, la temperatura de austenización puede variar dentro de un rango de temperaturas de 850 a 950 °C en un tiempo de permanencia de 15 a 120 minutos. El tiempo de austenización permite disolver el carbono en austenita asegurando una máxima solubilidad.

Los hierros nodulares que mejor responden a la etapa de austemperizado son los de alto silicio (2.88%); los altos contenidos de silicio restringen la formación de carburos y consecuentemente promueven la formación de altas fracciones de austenita en las estructuras del material austemperizado.

En general, las condiciones más apropiadas para un tratamiento térmico de austemperizado son: temperaturas de austenización alrededor de los 900 °C, siendo los tiempos de austenización función del espesor y geometría de la pieza, además de las características microestructurales originales de la matriz.

2.2.1.2 Tiempo de austenización⁽⁶⁾

Es necesario un cierto tiempo de permanencia a la temperatura de austenización para alcanzar una disolución total de la matriz y transformarla a austenita homogénea en carbono, esta homogenización se alcanza más rápidamente a altas temperaturas, pero la temperatura de austenización estará limitada por el crecimiento del grano y la fragilización de la estructura.

En hierro nodulares con carburos asociados al contenido en carbono y elementos de aleación, la temperatura de austenización es solo hasta la disolución parcial de los carburos, la disolución de ellos depende de su tamaño, distribución, tipo, etc., así como el tiempo de permanencia. Existen diferentes elementos que promueven la formación de carburos (especialmente Mn, Mo y

Cr), estos elementos también provocan que sea difícil la disolución de éstos, por lo que la temperatura y tiempo de austenización son más elevados.

El tiempo varía con la temperatura de austenización seleccionada, en términos generales a altas temperaturas la movilidad del carbono es mayor y la transformación es más rápida, tomándose tiempos del orden de 30 minutos para altas temperaturas, mientras que a bajas temperaturas pueden ser necesarios hasta 240 min.⁽⁸⁾, sin embargo esto también es función de las fracciones de perlita-carburos en la matriz y del tipo de carburos presentes.

2.3 CICLO TÉRMICO Y TRANSFORMACIONES DE FASE ⁽¹³⁾

El propósito del austemperizado es producir una matriz llamada ausferrita, que consiste de ferrita acicular y austenita estable con alto contenido de C.

El austemperizado genera diferentes estructuras, dependiendo del tiempo y la temperatura del baño de transformación.

Las propiedades dependen principalmente de la temperatura y tiempo, ya que de ello depende que toda la matriz se haya transformado en el tratamiento isotérmico a ausferrita; por esta razón se definen dos categorías, tratamientos isotérmicos a alta y baja temperatura.

Tratamiento a alta temperatura

1. Calentamiento a temperatura de austenización (875° a 925° C) en un intervalo de tiempo de 2 a 4 horas. Enfriamiento rápido en un baño de sales a una temperatura de 400° a 450 °C en un tiempo de permanencia de 1 a 6 horas. Enfriar a temperatura ambiente.

Tratamiento a baja temperatura

2. Calentamiento a temperatura de austenización (875° a 925° C) en un intervalo de tiempo de 2 a 4 horas. Enfriamiento rápido en un baño de sales a una temperatura de 235° a 350 °C en un tiempo de permanencia de 1 a 6 horas. Enfriar a temperatura ambiente.

El primer tratamiento mencionado dará una alta ductilidad y tenacidad, mientras que el segundo tratamiento dará una alta resistencia al desgaste y un incremento en la dureza del material.

La reacción de austemperizado para un hierro ADI usualmente ocurre en dos etapas ^(16, 22):

Etapa 1: $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{hc}$ (*Ausferrita*)

Etapa 2: $\gamma_{hc} \rightarrow \alpha + \text{carburos}$ (*Bainita*)

En la etapa 1, la ferrita acicular inicialmente nuclea y crece alrededor del esferoide de grafito y a lo largo del límite de grano de la austenita. Con el crecimiento de la ferrita, el carbono difunde en la austenita y forma austenita estable con alto contenido de C (γ_{hc}). Cuando la austenita (γ) es saturada con carbono, se interrumpe el crecimiento de la ferrita y la reacción de la etapa 1 es completada.

En la etapa 2, la austenita estable con alto contenido de C (γ_{hc}) se descompone en ferrita (α) y carburos. ⁽¹⁶⁾

A temperaturas altas de austemperizado, el grado de subenfriamiento es bajo, entonces la velocidad de nucleación de la ferrita disminuye. La difusión del carbono puede ser acelerada a esta temperatura dando como resultado placas de ferrita gruesas y una menor cantidad de austenita retenida. En contraste, a bajas temperaturas de austemperizado, retarda la difusión del C y promueve una elevada velocidad de nucleación de la ferrita. Delgadas placas de ferrita acicular están densamente distribuidas en la matriz con una fracción en volumen mayor de austenita retenida. ⁽¹⁶⁾

Si el tiempo de austemperizado es corto, el contenido de carbono de la austenita retenida es menor que el necesario para estabilizarla. La austenita se transformará en martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente.

Sin embargo, a tiempos prolongados da inicio la reacción de la segunda etapa de transformación del austemperizado, que provoca la descomposición de la austenita enriquecida con C en ferrita más carburos, por lo que la presencia de estos últimos fragiliza al material debido a la formación de bainita.

Por lo tanto la mejor combinación de propiedades mecánicas se obtiene en el ADI, después de la finalización de la primera reacción, y antes del inicio de la segunda reacción. El período transcurrido entre la finalización de la primera reacción y el inicio de la segunda reacción se denomina "ventana de procesamiento" ⁽¹⁶⁾ (fig. 2.3 ⁽²⁶⁾). La principal ventaja de la ventana de procesamiento es que la microestructura formada en la matriz permanece estable durante un intervalo de tiempo a la temperatura de transformación ⁽²⁹⁾. La magnitud de la misma, depende fuertemente de la temperatura de transformación y la concentración de los elementos aleantes como son: silicio, manganeso, molibdeno, cobre y níquel, cuyo efecto sobre la microestructura fue explicado en el capítulo 1 de este trabajo. Cabe destacar que para un hierro CADI, aún no se cuenta con la información necesaria que establezca el estudio del efecto de los elementos aleantes sobre la ventana del procesamiento.

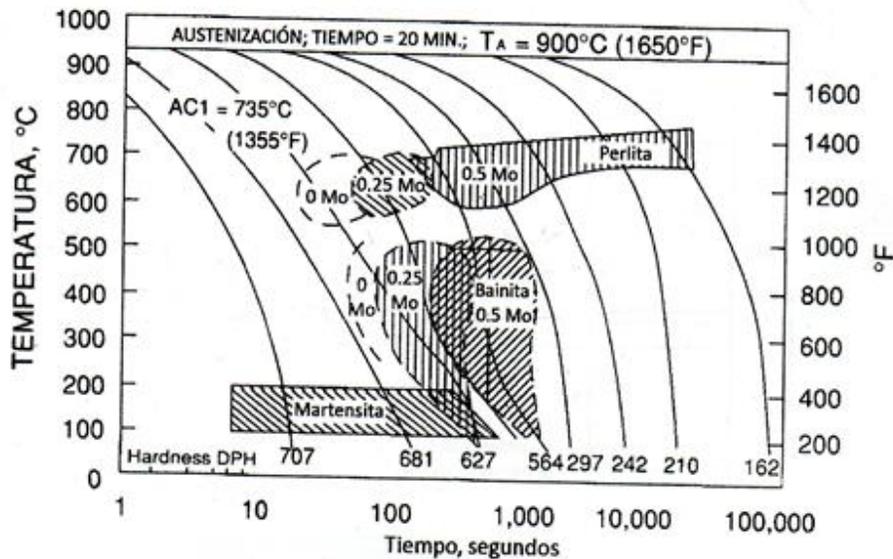


Figura 2.3 Ventana de Procesamiento (área sombreada). Efecto del contenido de molibdeno sobre el diagrama TTT de un hierro dúctil.

La figura muestra que cuando se incrementa el contenido de molibdeno se mueven las zonas de inicio y fin de transformación hacia la derecha, de esta forma se evita la formación de perlitita durante el enfriamiento hasta la temperatura de austemperizado ⁽²⁶⁾. Con lo que respecta a la ventana de procesamiento, el efecto del molibdeno hace que a bajas temperaturas (200 °C) el intervalo de tiempo sea más reducido. Mientras que a altas temperaturas

(400 °C), la ventana de procesamiento se abre para un intervalo de tiempo más amplio.

La figura 2.4 muestra un diagrama que ilustra el proceso de austemperizado ensamblado a un diagrama TTT. Las piezas fundidas son inicialmente calentadas hasta la temperatura de austenización (B), típicamente en el rango de temperatura de 840-950 °C. El material permanece a esa temperatura de austenización durante un tiempo suficiente (de 15 min a 2 horas dependiendo la matriz del hierro nodular) para lograr una matriz uniforme de austenita y saturarla de carbono (B a C). La austenización es seguida de un enfriamiento rápido generalmente en una sal fundida para evitar la formación de perlita a la temperatura isotérmica (C a D). El tratamiento isotérmico continúa (230-400 °C) hasta que la transformación de ausferrita ocurre totalmente (D a E), durante esta etapa se da el enriquecimiento de la austenita con carbono mediante el mecanismo de difusión, logrando que la austenita alcance niveles entre 1.8 y 2.2 wt %C. Posteriormente las piezas son enfriadas a temperatura ambiente (E a F) ^(9,29).

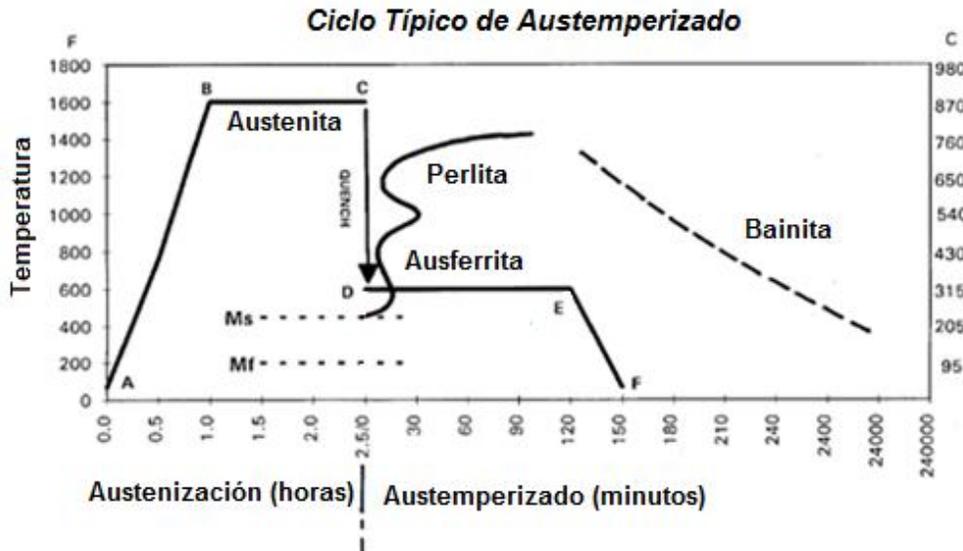


Figura 2.4 Diagrama esquemático del proceso de austemperizado para hierros colados ⁽⁹⁾.

La figura 2.5 muestra la resistencia al desgaste que desarrolla un hierro CADI con bajos y altos contenidos de carburos, en comparación con un hierro ADI. Se observa que el hierro CADI con un alto porcentaje de carburos es el hierro que supera en resistencia al desgaste y dureza al hierro ADI. ⁽⁹⁾

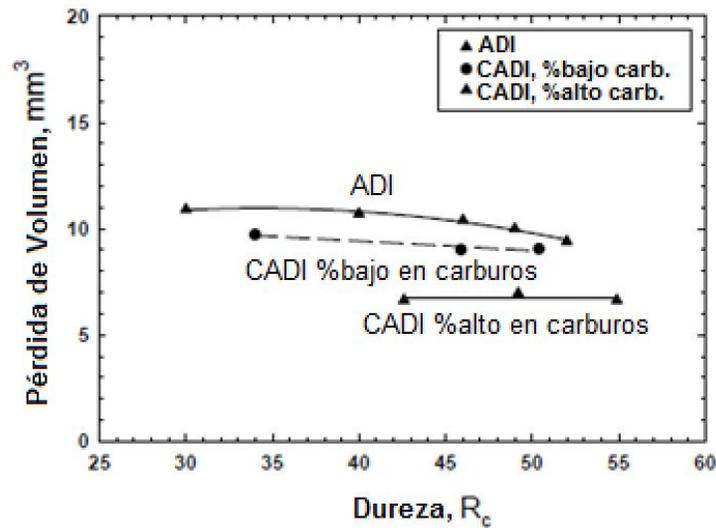


Figura 2.5 Valores de Resistencia al desgaste y Dureza Rockwell C para un hierro ADI, hierro CADI con bajo contenido de carburos y hierro CADI con alto contenido de carburos.

Capítulo 3

DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se describe cada una de las actividades que se desarrollaron durante la realización de esta tesis. De forma detallada se describe la fabricación del hierro CADI, desde la elaboración de la placa modelo hasta la caracterización microestructural del hierro obtenido en condiciones de colada y después de aplicado el tratamiento térmico.

3.1 FABRICACIÓN DE LA PLACA MODELO

La fabricación de la placa modelo, se basó en las medidas de la pieza original de acero aleado, material con el que se fabricó originalmente esta pieza. La figura 3.1 ilustra el esquema y las dimensiones de la pieza original.

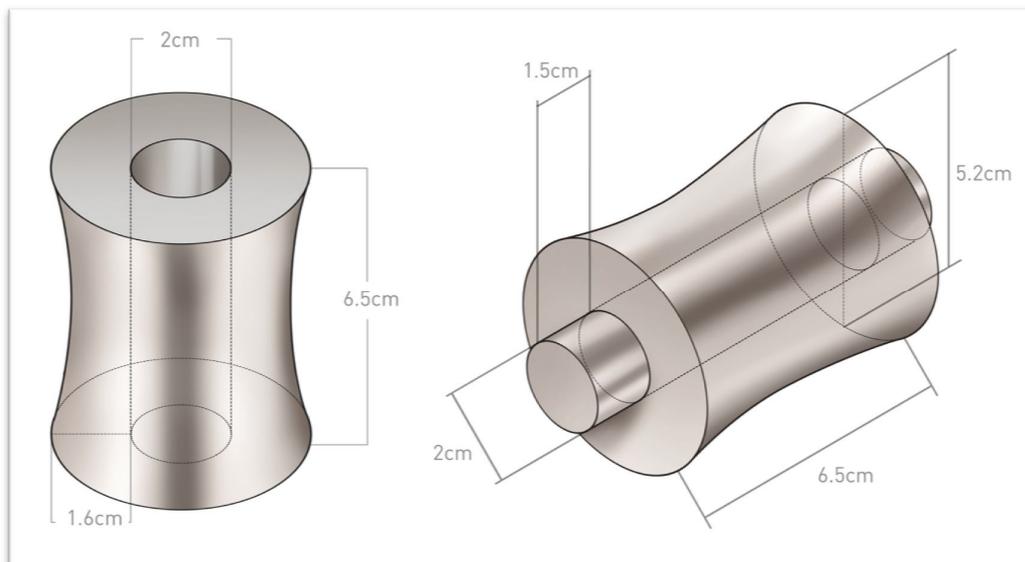


Figura 3.1 Dimensiones de la pieza original (Buje)

Se elaboró un modelo bipartido con línea de partición simétrica y cada una de las mitades del modelo, se fijaron sobre una placa de madera para posteriormente hacer la impresión de cada una de éstas sobre una base de silicón (poliformas-Caucho de Silicón P- 85). El silicón se agregó sobre el

molde de madera con una de las piezas fija y se dejó secar por 1 día (figura 3.2).

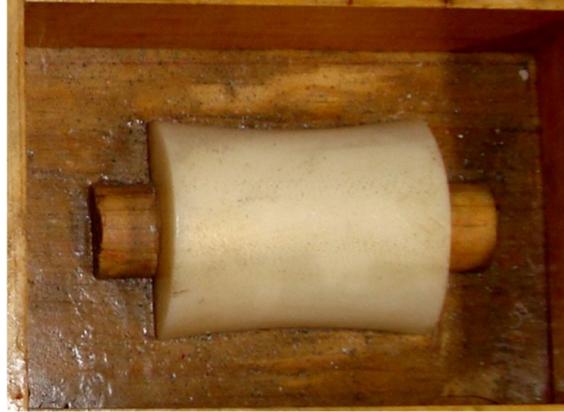


Figura 3.2 Mitad de la pieza (buje) fijada sobre una placa de madera para hacer la base del molde para la resina.

Una vez obtenida la base de silicón con la impresión de la pieza (buje) a fabricar, el hueco es llenado con resina (ésta fue previamente preparada con una mezcla de 300 mL de resina pp-70x60 y 21 gotas de catalizador k-2000 marca poliformas) evitando la formación de burbujas, ya que éstas dentro de la pieza solidificada pueden provocar que la pieza de resina se fracture con facilidad. El tiempo de solidificación para cada pieza obtenida fue de 30 min.

De esta manera se obtuvieron 8 mitades, es decir 4 bujes modelos de resina que se usaron para la elaboración de la placa modelo de fundición. Las piezas obtenidas se lijan para quitarles residuos de resina y rebaba, y darle acabado final a las secciones de cada pieza.

Posteriormente se realizó el cálculo de sistema de colada con base al peso total de las piezas, la línea de partición, la posición de la pieza respecto a la línea de partición (figura 3.3), el número de piezas y las dimensiones de la caja.

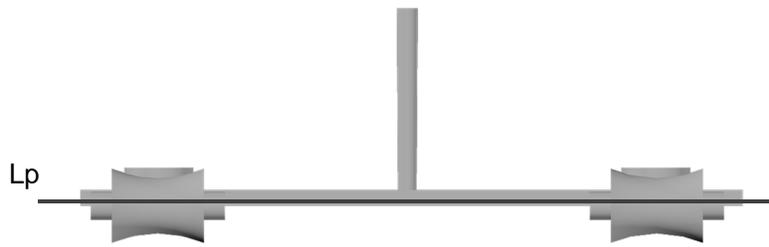


Figura 3.3 Definición de la línea de partición para elaborar el modelo de fundición y colocarlo en la caja de moldeo.

Con lo anterior, la placa modelo final quedó como la mostrada en la figura 3.4.



Figura 3.4 Placa modelo con base a línea de partición (LP).
A arriba de la LP, B debajo de LP.

El sistema de colada integrado a la placa modelo para la pieza quedó como el mostrado en la figura 3.5.

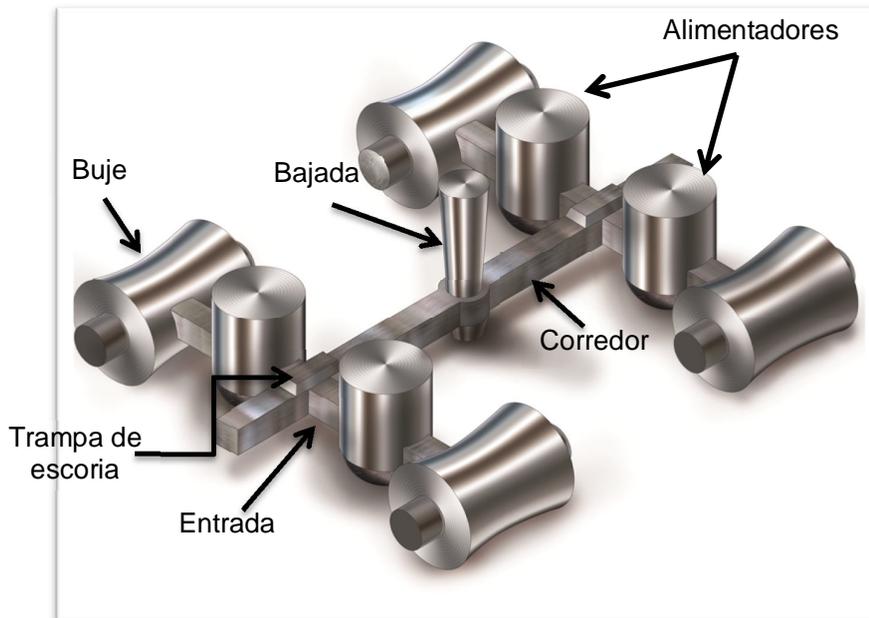


Figura 3.5 Diseño del sistema de colada

3.2 PREPARACIÓN DE ARENA DE CAREO

Para brindar un mejor acabado superficial a las piezas obtenidas por fundición (buje), se preparó arena de careo de acuerdo a lo siguiente:

- Mezcla total: 15 Kg
- %Humedad = 4
- % Bentonita total = 12 (60% bentonita sódica– 40% bentonita cálcica)
- %Carbón marino = 2
- Bentonita total = 1.8 Kg
- H₂O = 600 mL.
- Arena AFS 90-100 = 12.3 Kg.

El tiempo de mezclado fue de 8 minutos, los 3 primeros minutos para la mezcla de arena AFS 90-100 y agua, y los 5 minutos restantes para la mezcla anterior más bentonitas-carbón marino. Al final de la mezcla, la arena mezclada se conservó en un recipiente hermético hasta ser utilizada en el posterior moldeo en verde.

3.3 PREPARACIÓN DE MEZCLAS DE ARENA DE RELLENO

En base a la capacidad del molino chileno disponible en el laboratorio de fundición (figura 3.6), se toman 50 Kg base sólidos secos, sobre esta cantidad se calcularon los porcentajes de agua y arena sílica, que deben ser adicionados para efectuar la mezcla. El tiempo de mezclado fue de 3 minutos, al final de la mezcla, la arena mezclada se conservó en un contenedor hermético hasta ser utilizada.

Se preparó una mezcla de arena con 3.5% de humedad de acuerdo a lo siguiente:

- Mezcla total (H₂O + Bentonita + Arena sílice)
- % de humedad: 3.5

$$50000 \text{ g} \times \left(\frac{3.5}{100}\right) = 1750 \text{ g}$$

$$3.5\% \text{ de humedad} = 1750 \text{ g. de agua} \times \left(\frac{1 \text{ g}}{\text{cm}^3}\right) = 1750 \text{ mL de agua}$$

✓ Arena total:

$$(50000 - 1750) \text{ g} = 48.25 \text{ Kg de arena base sólidos secos}$$



Figura 3.6 Molino Chileno para la preparación de arena para moldeo en verde.

3.4 TÉCNICA DE FUSIÓN

El Hierro Nodular con Carburos (CDI por sus siglas en inglés) fue fabricado considerando lo siguiente:

Se tomó como base un hierro clase 120/90/02 al cual se le modificó en su composición química. La composición química del hierro nodular clase 120-90-02 se muestra en la tabla 3.1:

Tabla 3.1 Composición química de un hierro nodular clase 120/90/02

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Cu
3.5-3.8	2.20-2.70	0.60 max	0.05 max	0.015 max	0.10 max	0.20-0.50

La composición química del hierro nodular 120-90-02 modificado en su composición química para la obtención de hierro nodular con carburos se muestra en la tabla 3.2.

Tabla 3.2 Composición química de un hierro nodular con carburos (hierro nodular 120/90/02 modificado en composición química)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Mg
3.58	1.726	0.675	0.014	0.011	0.95	0.59	0.033	0.014	0.46	0.03

3.4.1 Materia prima

La materia prima de ajuste fueron las siguientes:

- a) FeSi: 75% Si con una eficiencia del 98%.
- b) FeMn: 74% Mn con una eficiencia del 99%.
- c) Recarburante: 99.8 % C con una eficiencia de 80%.
- d) Cobre: 99% Cu con una eficiencia del 100%.
- e) FeCr: 65% Cr con una eficiencia del 100%.
- f) FeMo: 74% Mn con una eficiencia del 100%.

3.4.2 Condiciones de fusión

Las condiciones de fusión fueron:

- 1) Base de cálculo fue de 90 Kg.
- 2) Inoculación temprana: 0.15% base silicio.
- 3) Post inoculación: 0.2% base silicio (75% Si)
- 4) Peso de la pieza: 9.5 Kg
- 5) El nivel de nodularización a emplear es: 0.04% (es lo que debe de ser de magnesio residual).
- 6) Proceso de fabricación: método Sandwich.
- 7) Capacidad de la olla de tratamiento: 30 kg
- 8) Durante la fusión se agrega C en forma de recarburante debido a la notable descarburización del metal.

El hierro fue vaciado a la temperatura de 1490 °C en moldes de arena en verde. Se obtuvieron piezas incluyendo el sistema de colada como la mostrada en la figura 3.7.



Figura 3.7 Piezas prototipo de CDI (Carbídico Ductile Iron) incluyendo el sistema de colada.

3.5 PREPARACIÓN METALGRÁFICA PARA LA EVALUACIÓN MICROESTRUCTURAL

La preparación metalográfica para evaluar la microestructura obtenida en las piezas de colada (hierro nodular con carburos) en condiciones de colada y después del tratamiento isotérmico de austemperizado, se llevó a cabo de la siguiente manera:

1. Se hizo un corte transversal a la mitad de cada una de las piezas a evaluar.
2. Para la preparación de la superficie a analizar se le hace un desbaste fino, utilizando lijas de SiC grado 240, 320, 400 y 600.
3. Posteriormente la pieza se pulió en un paño grueso empleando alúmina de 1μ , con la finalidad de quitar las rayas que deja la lija # 600.
4. Finalmente, la pieza se pulió en un paño fino con alúmina de 0.3μ , para darle un acabado a espejo a la superficie de la pieza.
5. La pieza fue observada al microscopio (sin ataque) para evaluar las características de la microestructura obtenida con ayuda de patrones de la American Foundrymen's Society (AFS). Se caracterizó el grafito libre (tipo, tamaño, cantidad de nódulos por unidad de área y % nodularidad).
6. Para revelar las fases de la matriz, se atacó la pieza con Nital 2% (2% HNO_3 y 98% Alcohol etílico).

7. La pieza se caracterizó microestructuralmente en las zonas mostradas en la figura 3.8, con el propósito de determinar el nivel de distribución de carburos a través de la pieza, así como las características del grafito y de la matriz en cada pieza. (Se utilizó el software Image-Pro Plus para la adquisición de imágenes).
8. Para obtener un alto contraste de los carburos en la matriz de la pieza, se atacaron con una solución fresca de $\text{HNO}_3_{\text{conc.}}$ 10 mL, $\text{HF}_{\text{conc.}}$ 4 mL y $\text{H}_2\text{O}_{\text{dest}}$ 87 mL, las cuales fueron sumergidas de 1 a 2 minutos a temperatura ambiente.
9. Se tomaron imágenes para evaluar el porcentaje de carburos en cada una de las piezas a 100 x en diferentes posiciones de la pieza para determinar la distribución de carburos, figura 3.8. ⁽⁶⁾

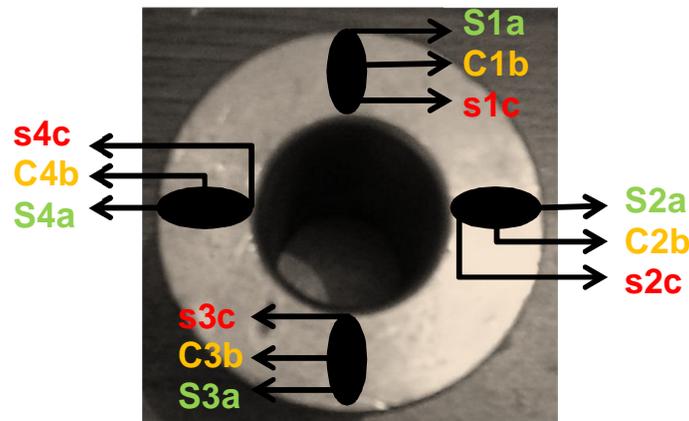


Figura 3.8 Corte transversal de la pieza que muestra las zonas en donde se hizo el análisis metalográfico representativo para el buje. La nomenclatura usada significa S (zona externa), C (centro) y s (zona interna) 1, 2, 3, 4 (número de imagen) a, b, c (ubicación de la zona)

3.6 TRATAMIENTO ISOTÉRMICO DE AUSTEMPERIZADO DE LA PIEZA PROTOTIPO

Una vez obtenidas las piezas por fundición de hierro nodular con carburos se procedió a realizar el tratamiento isotérmico de austemperizado en un horno eléctrico de resistencia, primero para austenizar la pieza y luego introducirla en el baño de sales para el tratamiento isotérmico.

Las piezas fueron austenizadas dentro de una mufla a la temperatura y tiempo indicado en la tabla 3.3, así como a la temperatura y tiempo del isotérmico en baño de sales fundidas para generar estructuras ausferríticas.

Tabla 3.3 Parámetros para realizar los tratamientos isotérmicos de austemperizado.

Muestra	Temperatura austenización (°C)	Tiempo de austenización (min)	Temperatura isotérmica (°C)	Tratamiento isotérmico (min)
1G	910	120	375	60
2G	910	120	425	120

En la figura 3.9 presenta un esquema del tratamiento isotérmico de austemperizado aplicado a la pieza prototipo.

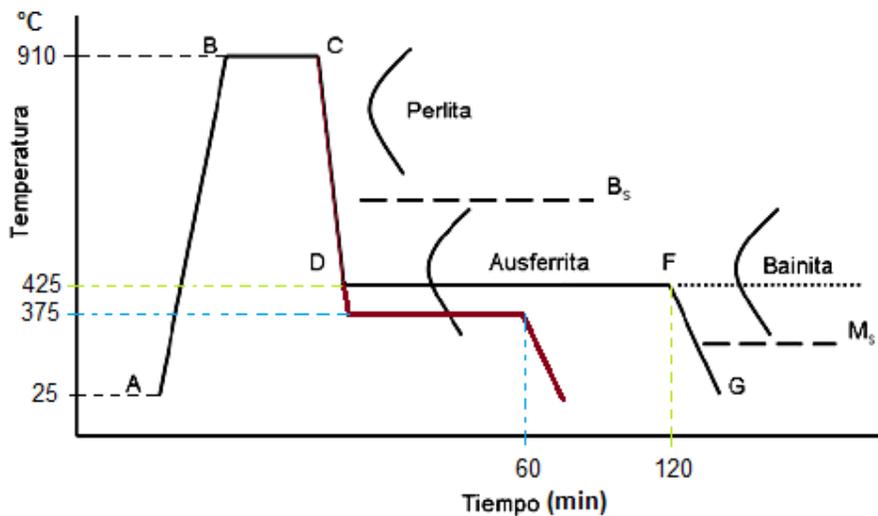


Figura 3.9 Esquema del tratamiento de austemperizado de un hierro dúctil.

Después de aplicar el tratamiento isotérmico de austemperizado a las piezas, éstas se prepararon para el análisis metalográfico correspondiente (siguiendo

los pasos que se detallaron en la sección 5), lo anterior con el fin de evaluar la microestructura obtenida después del tratamiento.

3.7 PROPIEDADES MECÁNICAS EVALUADAS

Para las piezas experimentales con tratamiento térmico se evaluaron las siguientes propiedades mecánicas:

3.7.1 Dureza

3.7.1.1 Dureza MicroVickers

Se evaluó la dureza microVickers en las zonas que se muestran en la figura 3.10. Se tomaron 15 mediciones para obtener un valor promedio de dureza. La carga aplicada y tiempo de carga fueron de 980.7 mN (HV 0.1) y 15 segundos utilizando un equipo HMV (Micro Hardness Tester marca SHIMDZU).

3.7.1.2 Dureza Rockwell C

Para el ensayo de dureza Rockwell C se aplicó una carga de 150 Kg_f con un indentador de diamante, utilizando el equipo Macroment 3 (Hardness Tester) BUEHLER.

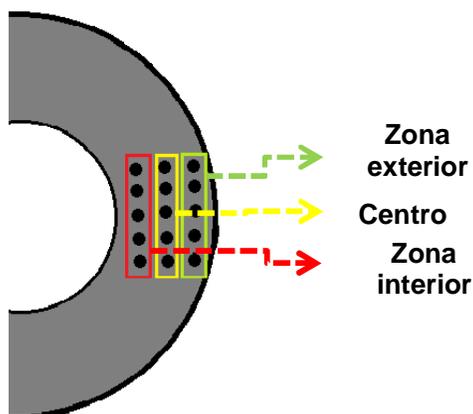


Figura 3.10 Representación de las zonas en donde se evalúan las durezas Rockwell C y microVickers sobre la superficie del corte transversal de 3 piezas (Hierro nodular base, Hierro CADI tratado isotérmicamente a 375 y 425 respectivamente).

La dureza se midió sobre una superficie lisa, plana, exenta de óxidos. Es importante que la probeta se mantenga sólidamente sobre el soporte de forma que no exista desplazamiento durante el ensayo.

3.8 CUANTIFICACIÓN DE CARBUROS

Para cuantificar la cantidad de carburos presentes en la matriz de las piezas antes y después del tratamiento térmico de austemperizado, se obscurecieron las muestras hasta un estado de sobre ataque tal y como se mencionó en la sección 3.5 paso 8. El reactivo utilizado obscurece totalmente a la matriz perlítica y el grafito embebido en la matriz, con lo que se permite observar solo los carburos presentes en la pieza, de color blanco.

El cuanteo de los carburos de las muestras sobre atacadas se realizó mediante el procesamiento de las imágenes correspondientes (ver sección 3.5 figura 3.8) aplicando el software Image Pro Plus, las cuales fueron tomadas a 100x. Los porcentajes de carburos fueron determinados en base al área total analizada para cada muestra, considerando que el área de cuantificación incluye el área ocupada por el grafito más perlita más carburos que en total representan el 100%. El software contabiliza los carburos presentes en un área determinada de evaluación y obtiene el porcentaje de éstos en base al contraste de dos colores, el negro que es la matriz sobre atacada y el blanco que son los carburos (figura 3.11).

Después de obtener los porcentajes de carburos de cada una de las imágenes tomadas, se procedió a determinar un promedio del porcentaje de carburo en cada pieza y en base a ello se observó la posible disolución de los carburos.

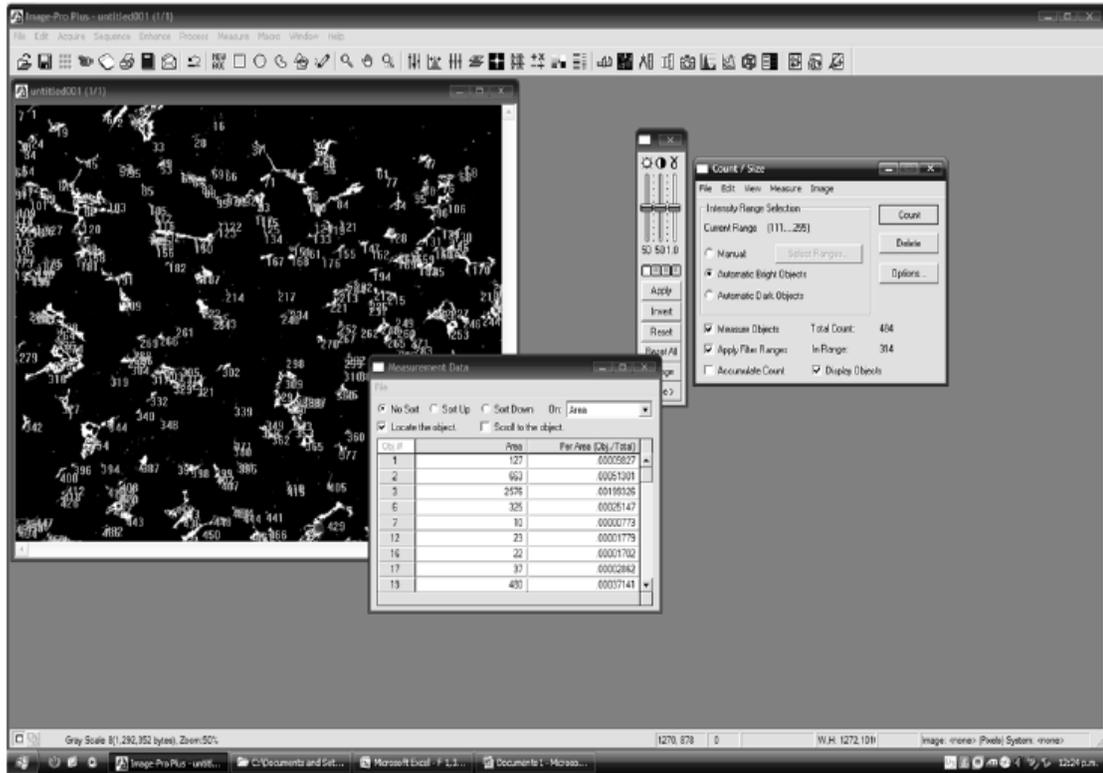


Figura 3.11 Muestra la pantalla del analizador de imágenes, para determinar la fracción de carburos en la pieza prototipo (porcentaje).

Capítulo 4

RESULTADOS

En el presente capítulo se detallan los resultados obtenidos de la experimentación explicada en el capítulo 3. Éstos se basan en la caracterización microestructural de las piezas prototipo antes y después del tratamiento de austemperizado, así como también de la fracción de carburos obtenidos. Se reporta también los valores de dureza y microdureza.

4.1 EVALUACIÓN DEL HIERRO NODULAR BASE

El hierro nodular con carburos en condiciones de colada fue evaluado desde dos puntos de vista: composición química y calidad microestructural (presencia de carburos).

4.1.1 Composición química

La composición química final del hierro nodular base (hierro nodular con carburos) se muestra en la tabla 4.1.

Tabla 4.1 Composición química de un hierro nodular con carburos

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al	%Cu	%Mg
3.58	1.95	0.675	0.014	0.011	0.95	0.59	0.033	0.014	0.46	0.03

El Carbón Equivalente (CE) se calculó con la siguiente ecuación:

$$CE = \%C \text{ total} + \frac{1}{3} (\%Si + \%P)$$

Con base a los % de C, Si y P de la composición química del hierro, el CE fue:

$$CE = 3.58 + \frac{1}{3} (1.95 + 0.0144)$$

$$CE = 4.23$$

Este valor de CE indica que es un hierro con grafito esferoidal hipoeutéctico. Lo cual promueve la formación de carburos ledeburíticos debido a una menor cantidad de elementos grafitizantes (como el Si) en el material.

4.2 CALIDAD MICROESTRUCTURAL

Los resultados de la evaluación de las características del grafito evaluadas en las zonas presentadas en la figura 4.1, se muestran en las tablas 4.2 y 4.3, respectivamente.

Para evaluar el tipo de matriz, la superficie del corte transversal de las piezas se atacó químicamente con nital 2%.

Dicha evaluación (y con base a los patrones de referencia dados por la AFS⁽²¹⁾) se hizo a 100X con una escala de 250 μm , sin atacar la superficie químicamente.

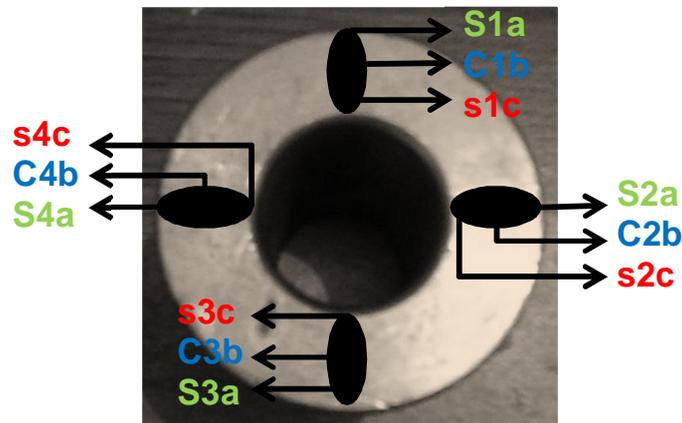


Figura 4.1 Zonas de la pieza en donde fueron evaluadas las características del grafito. La nomenclatura usada significa S (zona externa), C (centro) y s (zona interna), 1, 2, 3, 4 (número de imagen) a, b, c (ubicación de la zona)

4.2.1 Evaluación del grafito esferoidal

Las microestructuras representativas de cada una de las zonas evaluadas se presentan en las figuras 4.2 a 4.13, los resultados obtenidos de la evaluación del nódulo de grafito en las zonas indicadas en la figura 4.1 se encuentran reportados en la tabla 4.2.

Tabla 4.2 Caracterización del grafito esferoidal o nodular

Zona Evaluada	*Tipo de Grafito	Porcentaje de Nodularidad	*Tamaño del Nódulo	Densidad de Nódulos (nod/mm²)
O1a	II y I	90	7 y 6	80
O2a	II y I	90	6	70
O3a	II y I	90	6	80
O4a	II y I	90	6 y 7	80
C1b	II y I	90	5	100
C2b	II y I	90	5	100
C3b	II y I	90	5 y 6	100
C4b	II y I	90	5 y 6	100
O1c	II y I	90	5	80
O2c	II y I	90	6	100
O3c	II y I	90	6	80
O4c	II y I	90	6	100

*El tipo de grafito predominante es el tipo II. Así como también el tamaño de nódulo predominante es el 6.

En las microestructuras de las muestras sin ataque situadas en la zona superficial (figuras 4.2 a 4.5) de la pieza, se observa una distribución homogénea del grafito esferoidal, así como también en el tamaño de los mismos. Se observa también la presencia y distribución de carburos obtenidos en condiciones de colada.

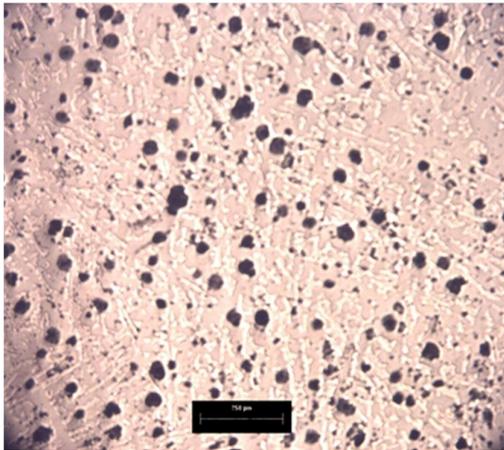


Figura 4.2 Microestructura observada en la Zona S1a a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

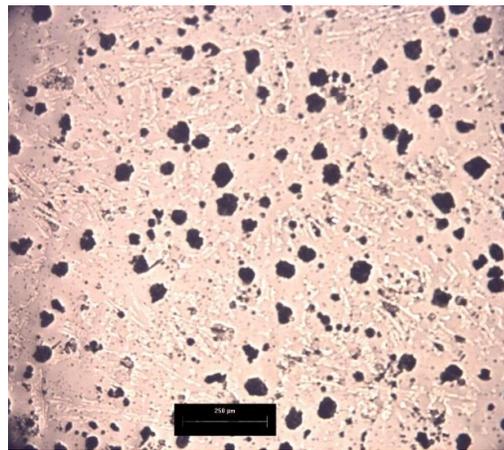


Figura 4.3 Microestructura observada en la Zona S2a a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

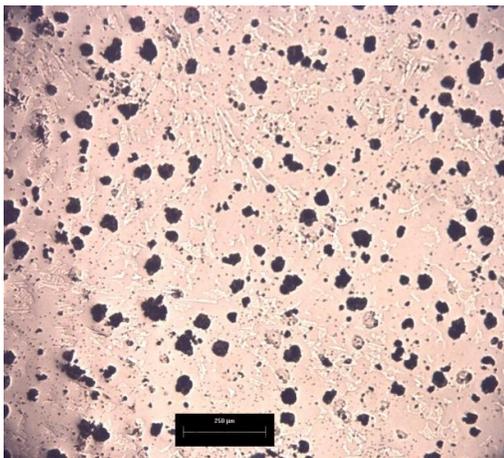


Figura 4.4 Microestructura observada en la Zona S3a a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

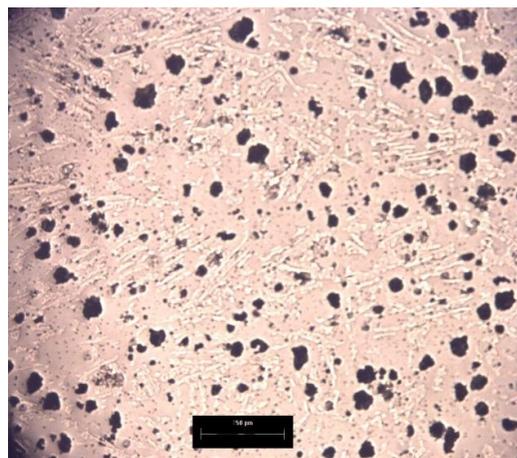


Figura 4.5 Microestructura observada en la Zona S4a a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

En la zona central de la pieza (figuras 4.6 a 4.9) se observa una mayor cantidad y distribución más homogénea de grafito esferoidal.

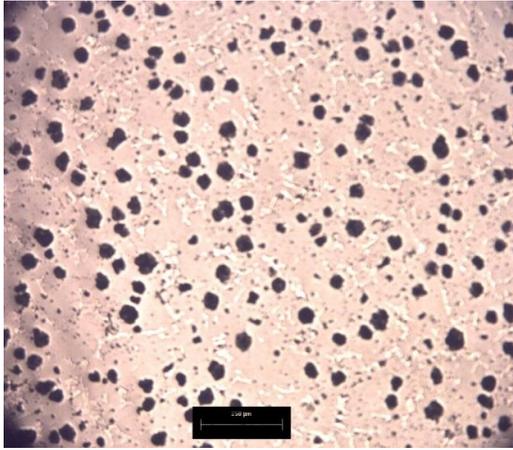


Figura 4.6 Microestructura observada en la Zona C1b a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

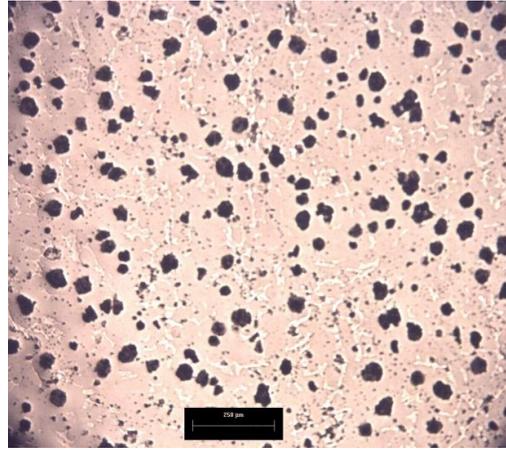


Figura 4.7 Microestructura observada en la Zona C2b a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

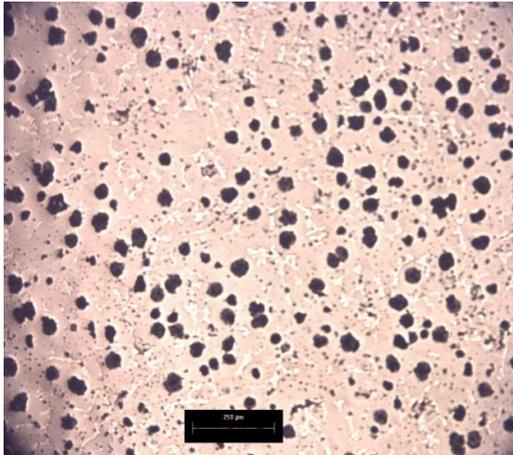


Figura 4.8 Microestructura observada en la Zona C3b a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

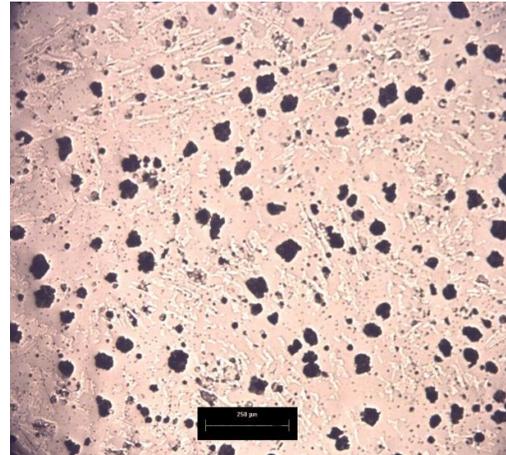


Figura 4.9 Microestructura observada en la Zona C4b a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

Finalmente se hizo la evaluación del grafito esferoidal en las zonas cercanas al hueco de la pieza (figuras 4.10 a 4.13), en donde se aprecia que hay una ligera disminución en el tamaño del grafito esferoidal similar que en las microestructuras de la superficie del buje (figuras 4.2 a 4.5), es decir son más finos y están en mayor proporción que en el centro del espesor de la pieza.

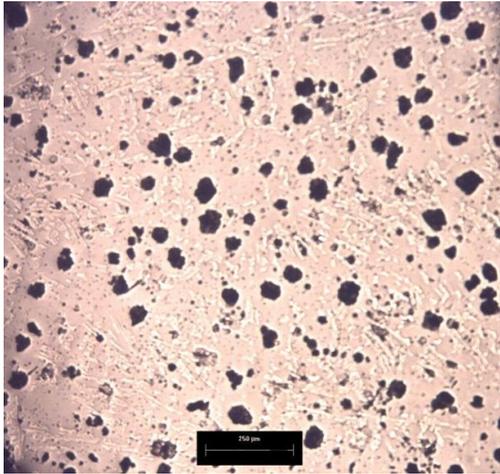


Figura 4.10 Microestructura observada en la Zona s1c a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

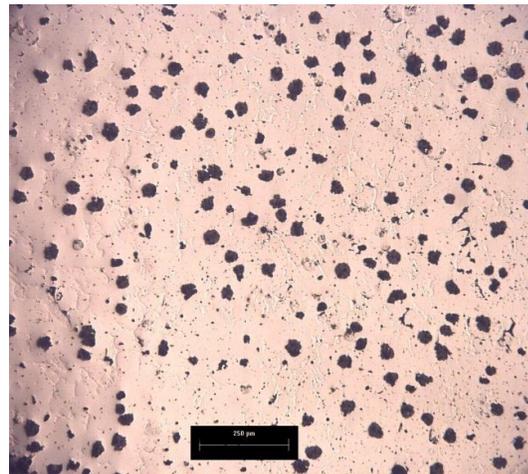


Figura 4.11 Microestructura observada en la Zona s2c a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

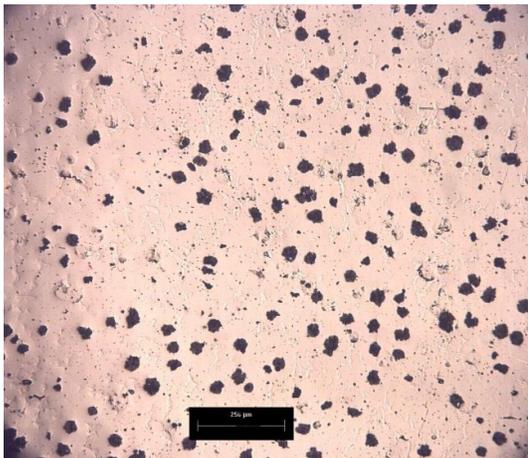


Figura 4.12 Microestructura observada en la Zona s3c a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

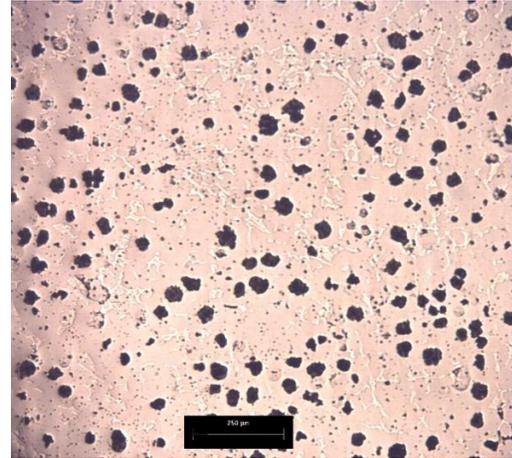


Figura 4.13 Microestructura observada en la Zona s4c a 100X (escala 250 μm). Sin ataque químico.

4.2.2 Evaluación de la matriz y la fracción de carburos

Las microestructuras mostradas en las figuras 4.14 a 4.16 fueron las más representativas de la pieza para caracterizar la matriz, se aprecia con mayor claridad la cantidad, morfología y distribución de la ledeburita transformada obtenida en condiciones de colada (“As-cast”). También se observa la perlita (zonas oscuras).

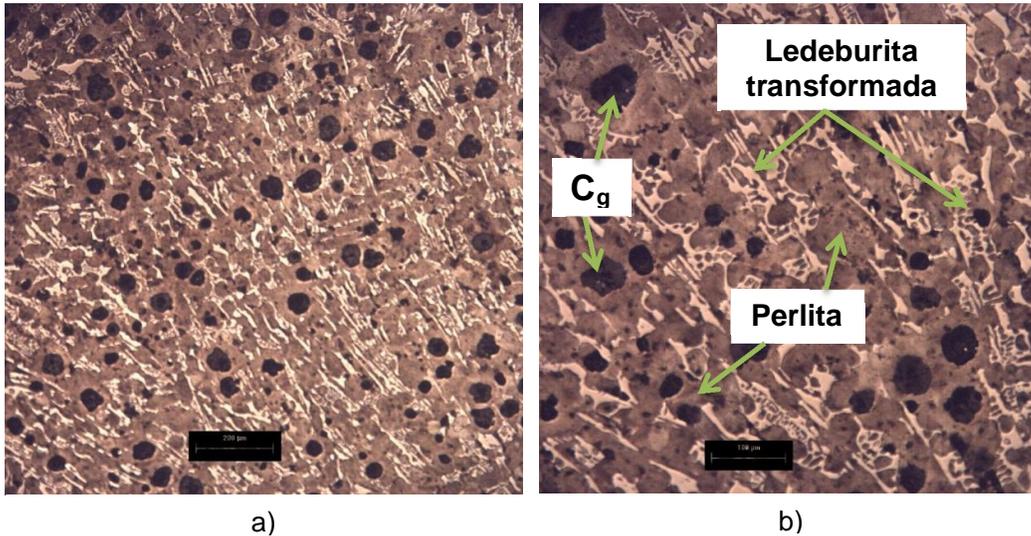


Figura 4.14 Microestructura en la Zona S1a (superficie exterior) a: a) 100X (escala 200 µm) y b) 200X (escala 100 µm). Ataca con Nital 2%. Sin tratamiento térmico.

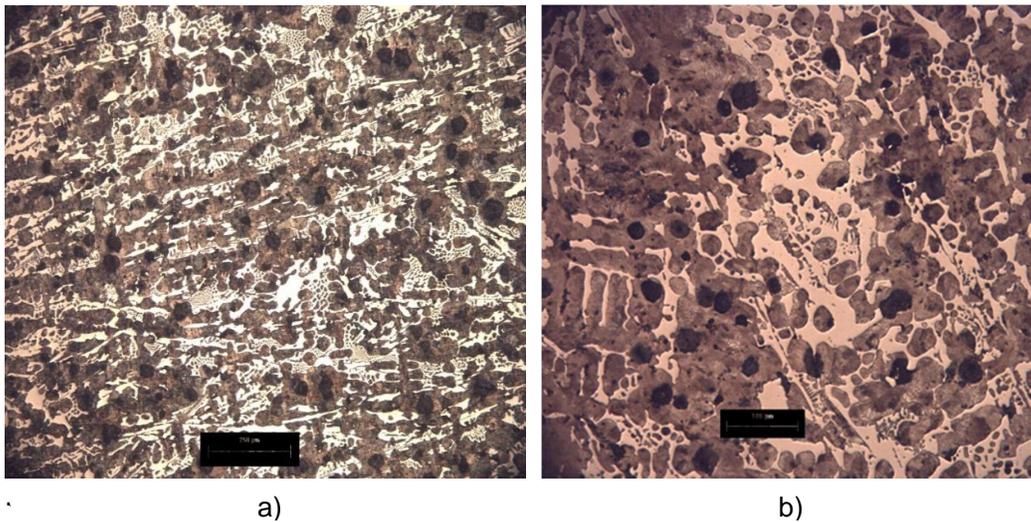


Figura 4.15 Microestructura de la Zona C1b a: a) 100X (escala 200 µm) y b) 200X (escala 100 µm). Ataca con Nital 2%. Sin tratamiento térmico. Los carburos observados son más grandes que los de las zonas S1a y S1c.

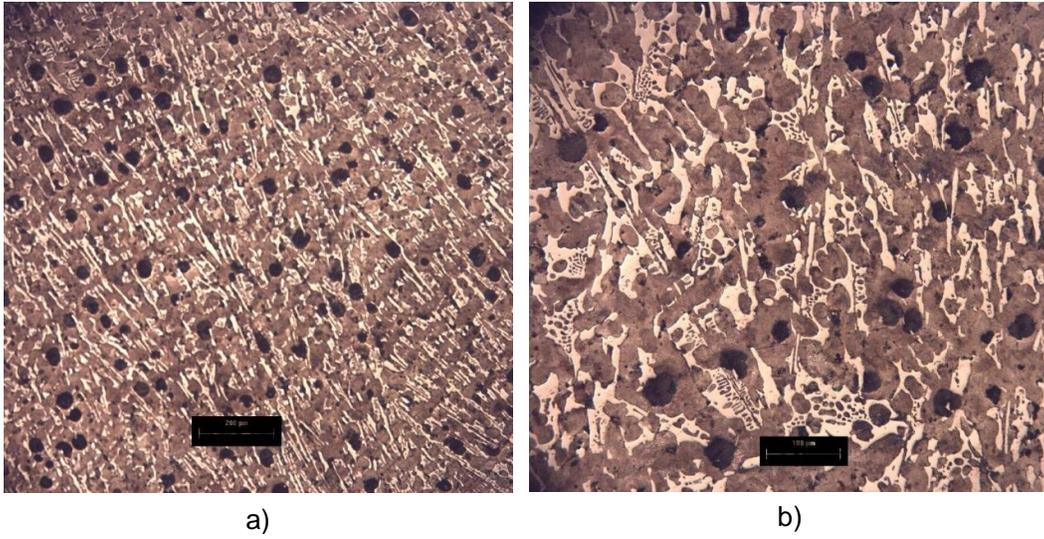
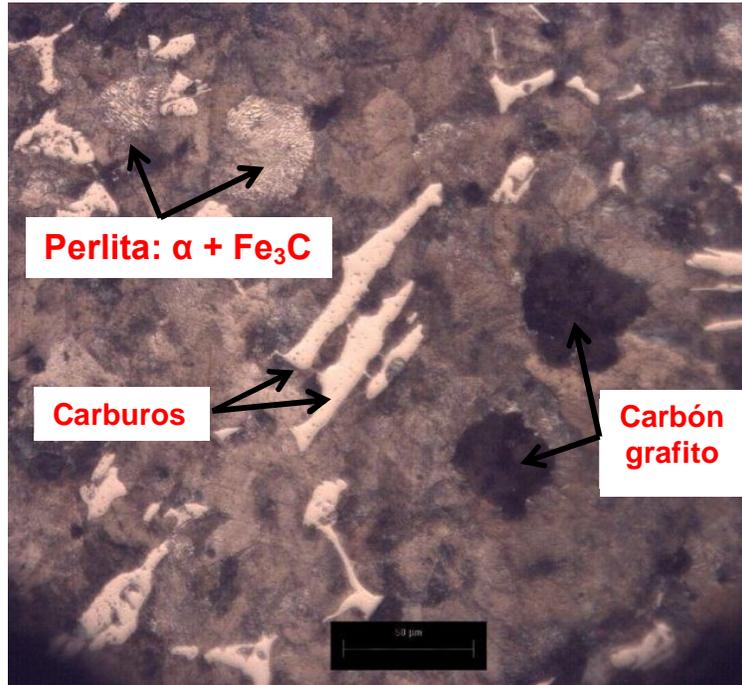
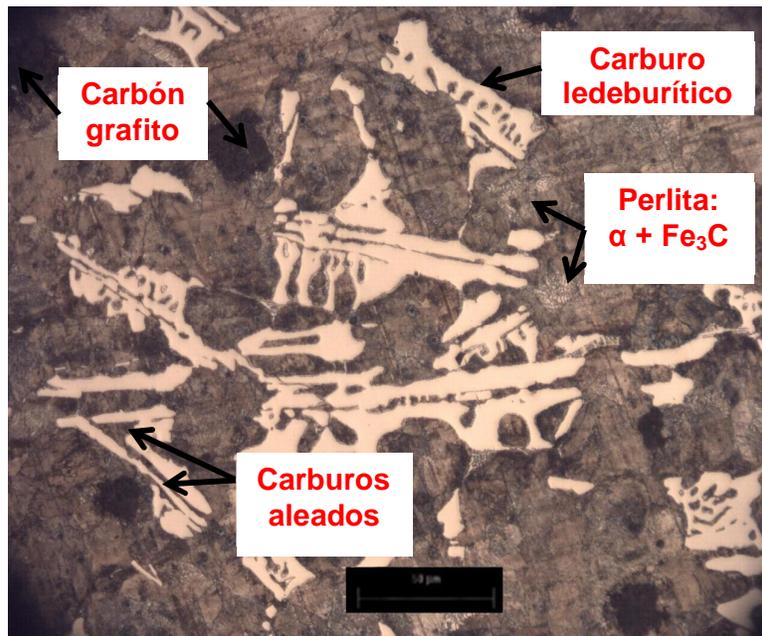


Figura 4.16 Microestructura observada en la Zona s1c (superficie interior) a: a) 100X (escala 200 μm) y b) 200X (escala 100 μm). Ataca con Nital 2%. Sin tratamiento térmico.

En las microestructuras de las figuras 4.17 mostradas a 500X (50 μm) se observan con mayor claridad la morfología de la perlita, ledeburita transformada (carburos) y grafito esferoidal.



a)



b)

Figura 4.17 Microestructuras observadas en: a) Zona S1a a 500X (escala 50 μm) y b) Zona O1b 500X (escala 50 μm). Ataca con Nital 2% y sin tratamiento térmico.

4.3 EVALUACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA DE LAS PIEZAS TRATADAS TÉRMICAMENTE

Se presentan en la siguiente sección las microestructuras de la pieza prototipo austemperizado a la temperatura de baño de sales de 375 °C en un tiempo de permanencia de 60 minutos, que fue austenizada a 910 °C a un tiempo de 2 horas, en las cuales se re-evaluará:

- Las características del grafito
- La matriz (ausferrita)
- La fracción residual de carburos

4.3.1 Evaluación del grafito en la matriz después del tratamiento de austemperizado

En las figuras 4.18 a la 4.29 se observan las microestructuras sin ataque mostrando los nódulos de grafito en las mismas zonas (externa, centro, interna) evaluadas de la pieza prototipo. En éstas se puede apreciar que las condiciones del tratamiento térmico no altera significativamente las características del grafito (% nodularidad, tamaño de nódulo, densidad de nódulos (nod/mm²)).

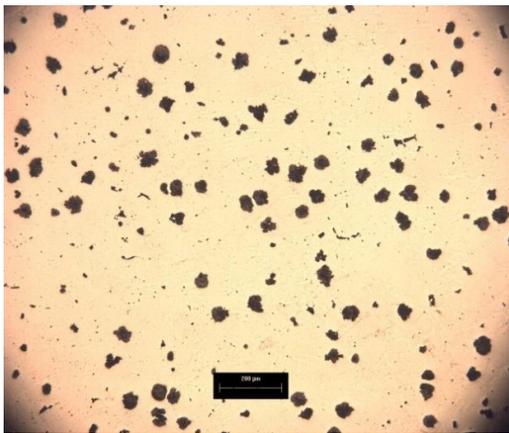


Figura 4.18 Microestructura de la Zona S1a a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

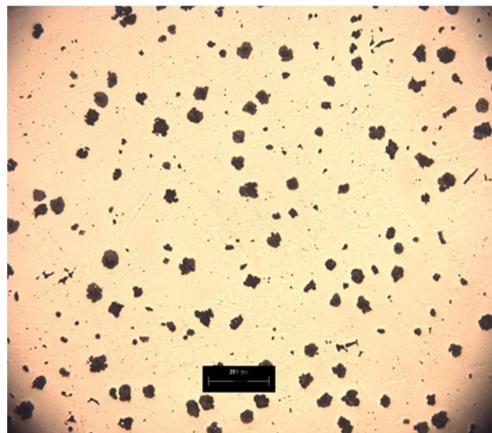


Figura 4.19 Microestructura de la Zona S2a a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

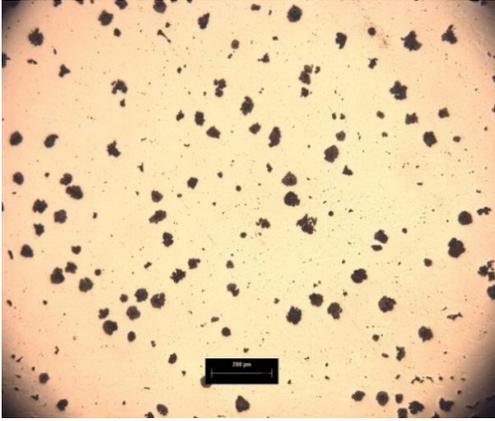


Figura 4.20 Microestructura de la Zona S3a a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

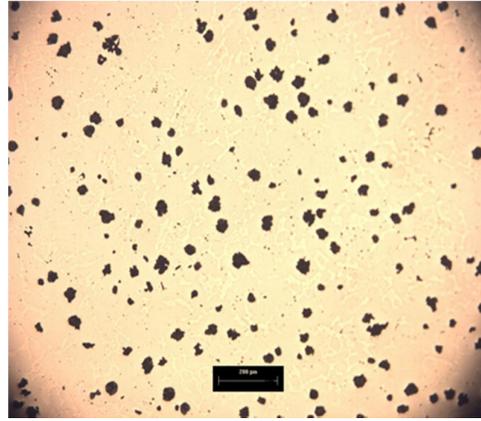


Figura 4.21 Microestructura de la Zona S4a a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

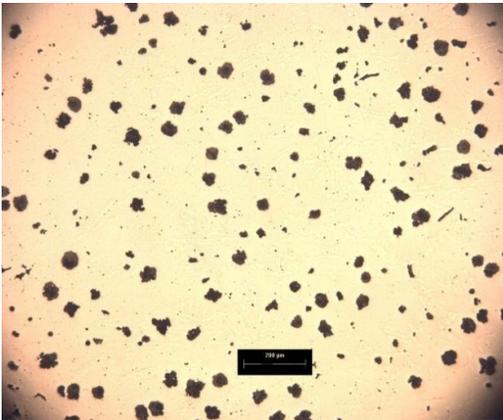


Figura 4.22 Microestructura de la Zona C1b a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

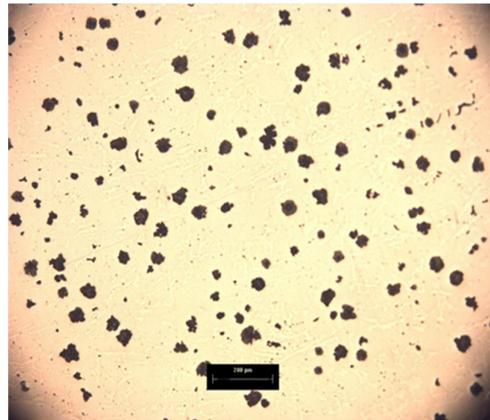


Figura 4.23 Microestructura de la Zona C2b a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

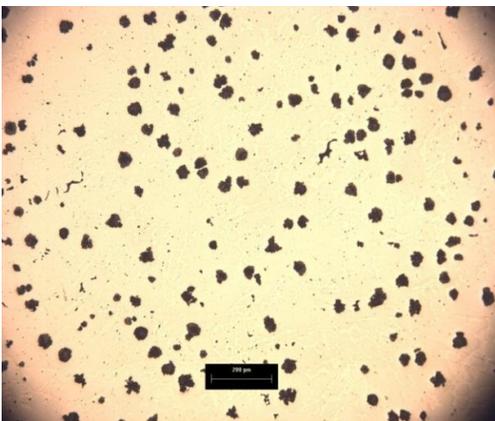


Figura 4.24 Microestructura de la Zona C3b a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

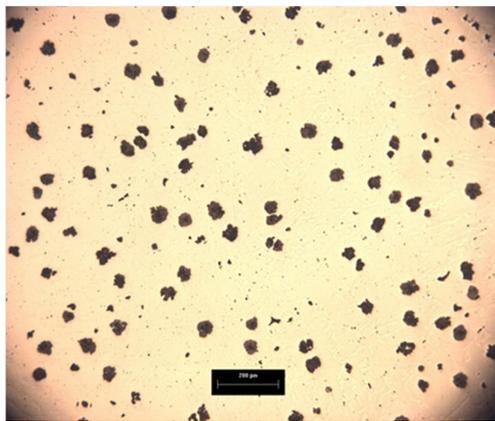


Figura 4.25 Microestructura de la Zona C4b a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

Posteriormente se hace la evaluación del grafito esferoidal en la superficie cercana al hueco de la pieza.

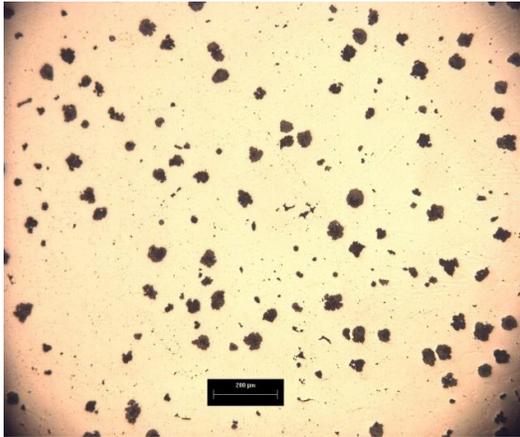


Figura 4.26 Microestructura de la Zona s1c a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

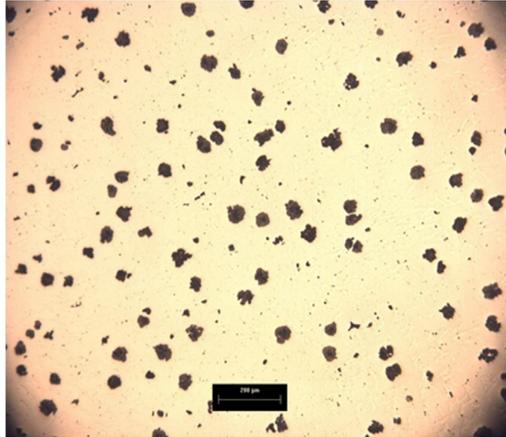


Figura 4.27 Microestructura de la Zona s2c a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

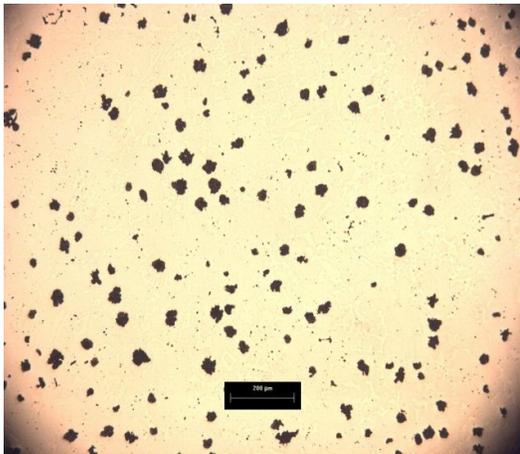


Figura 4.28 Microestructura de la Zona s3c a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

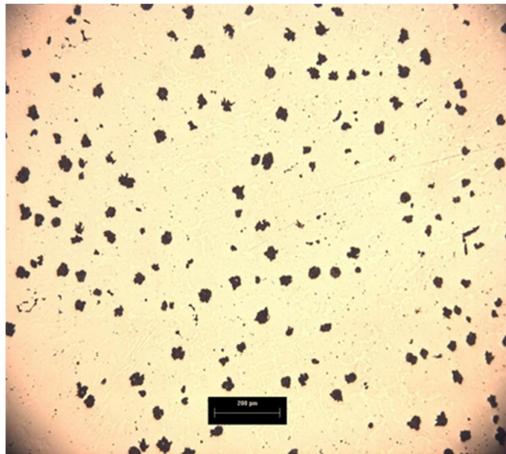


Figura 4.29 Microestructura de la Zona s4c a 100X (escala 200 μm) después del tratamiento isotérmico a 375°C y 60 min. Sin ataque químico.

En la tabla 4.3 se presentan los resultados obtenidos después de la evaluación del grafito esferoidal obtenidos después del tratamiento térmico de austemperizado.

Tabla 4.3 Caracterización del grafito después del tratamiento térmico de austemperizado

Zona Evaluada	*Tipo de Grafito (ASTM A 247-67)	Porcentaje de Nodularidad	*Tamaño del Nódulo	Densidad de Nódulos (nod/mm²)
O1a	II y I	80	5 y 6	80
O2a	II y I	80	5 y 6	80
O3a	II y I	80	6 y 7	80
O4a	II y I	80	6	80
C1b	II y I	90	5 y 6	90
C2b	II y I	90	5 y 6	90
C3b	II y I	90	5 y 6	90
C4b	II y I	90	5 y 6	90
O1c	II y I	90	5	80
O2c	II y I	80	5	80
O3c	II y I	80	6	80
O4c	II y I	80	6	80

*El tipo de grafito predominante es el tipo II. Así como también el tamaño de nódulo predominante es el 6.

4.3.2 Caracterización de la microestructura de un Hierro CADI.

La principal característica microestructural en los hierros CADI es la presencia de ausferrita (AF) y carburos ledeburíticos sin disolver. La evaluación microestructural de la pieza prototipo se presenta en las microestructuras mostradas en las figuras 4.30 y 4.31, las primeras para la pieza austemperizada a 375 °C y las segundas para la pieza austemperizada a 425°C.

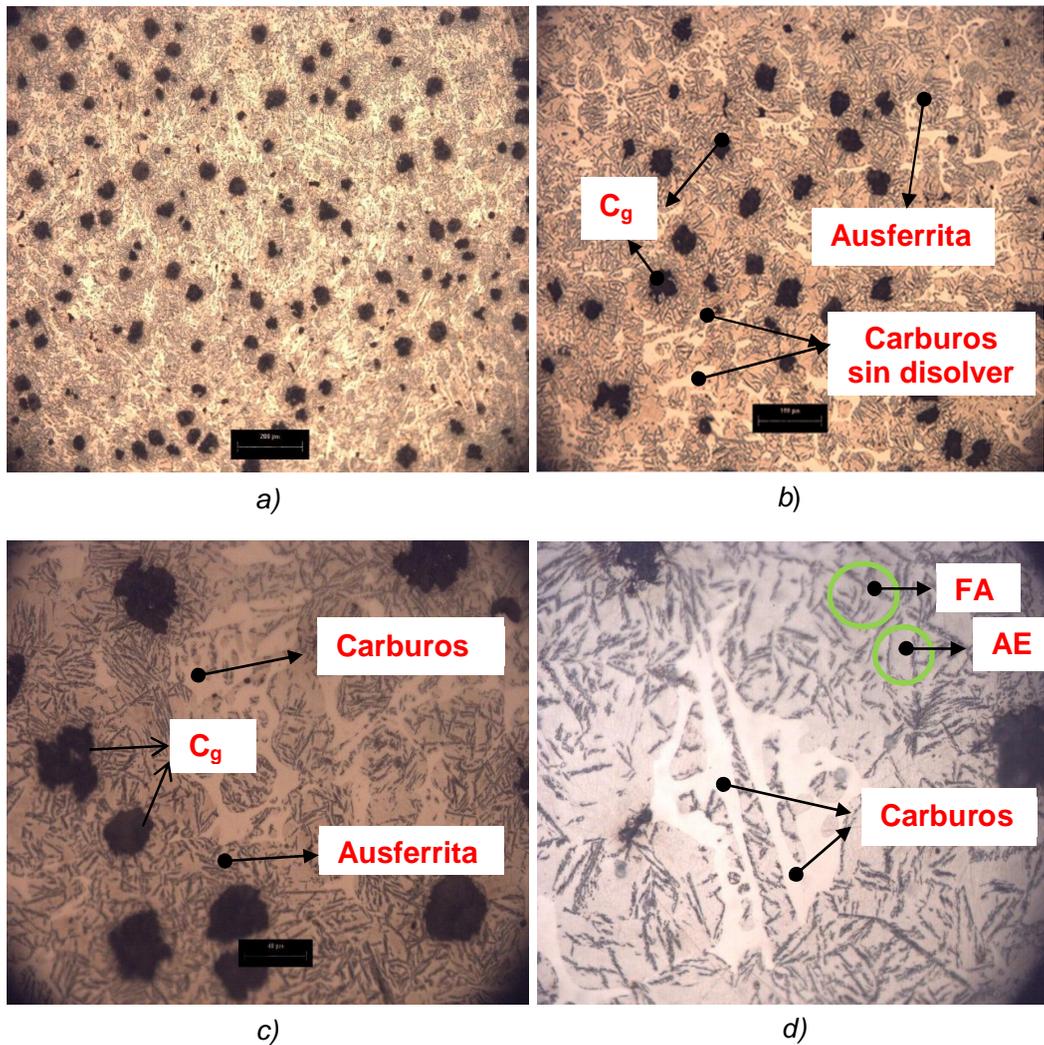


Figura 4.30 Microestructura del hierro CADI austenizado a 910 °C durante 120 minutos, y austemperizado a 375 °C por 60 minutos; se observa la ferrita acicular (FA) en una matriz de austenita alrededor de los nódulos de grafito, austenita retenida (AE) y carburos libres. Atacada con Nital al 2% para revelar la matriz a: a) 100X (200 μm), b) 200X (100 μm), c) 500X (50 μm) y d) 1000X.

En estas imágenes se puede observar a baja resolución, la presencia de ausferrita y carburos (a) y b)) y a alta resolución la morfología característica de la ferrita precipitada en la matriz de austenita estable y los carburos sin disolver (c) y d)).

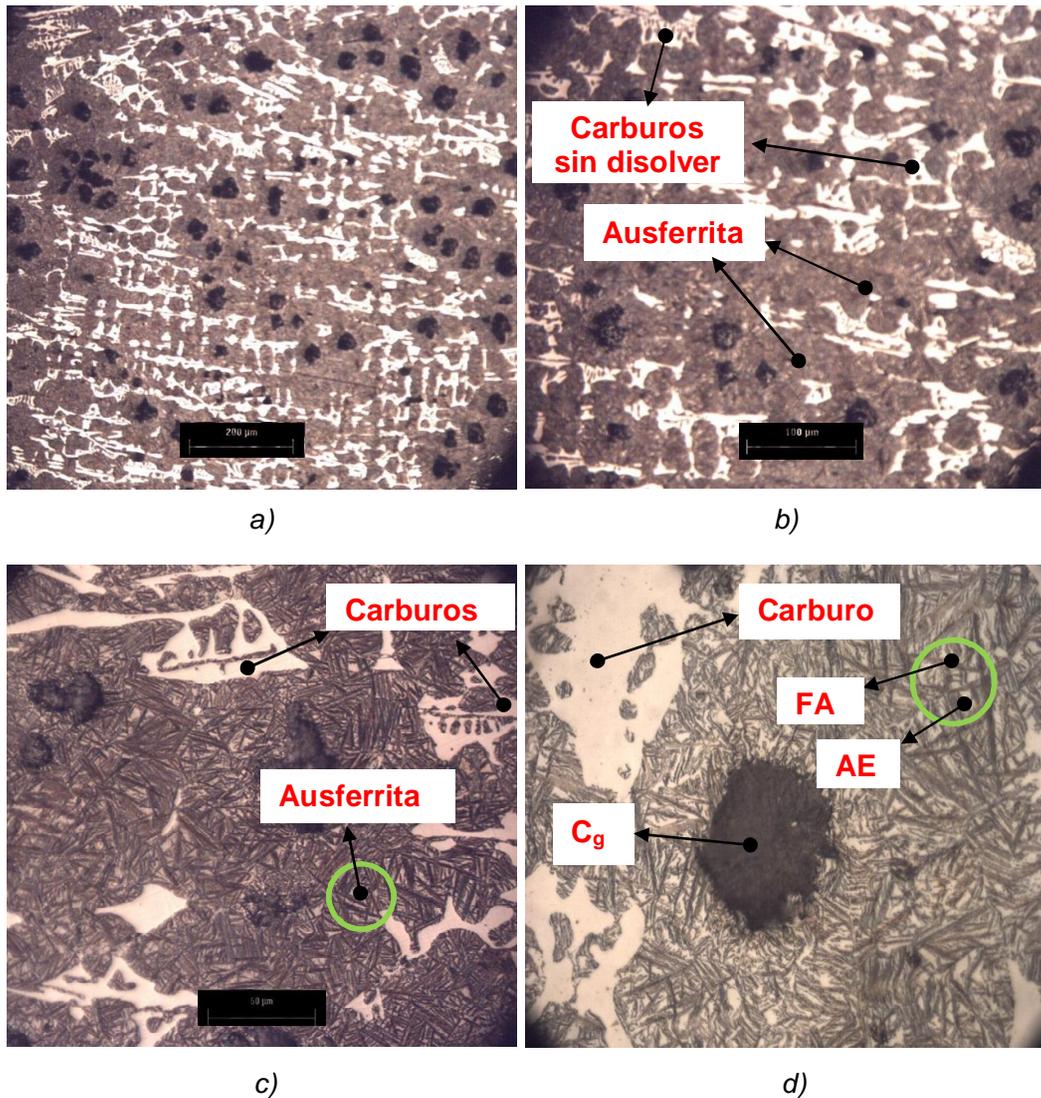


Figura 4.31 Microestructura del hierro CADI austenizado a 910 °C durante 120 minutos, y austemperizado a 425 °C por 120 minutos; se observa la ferrita acicular (FA) alrededor de los nódulos de grafito, austenita estable (AE) y carburos sin disolver. Atacada con Nital al 2% para revelar la matriz a: a) 100X (200 μm), b) 200X (100 μm), c) 500X (50 μm) y d) 1000X.

4.3.2.1 Comparación entre la ausferrita obtenida a las temperaturas de austemperizado.

Las figuras 4.32 y 4.33 muestran las diferencias microestructurales de las piezas tratadas isotérmicamente a 375 y 425 °C respectivamente.



Figura 4.32 Detalle microestructural del hierro CAD austenizado a 910 °C durante 120 minutos, y austemperizado a 375 °C por 60 minutos; Atacada con Nital al 2%, tomada a 1000X.

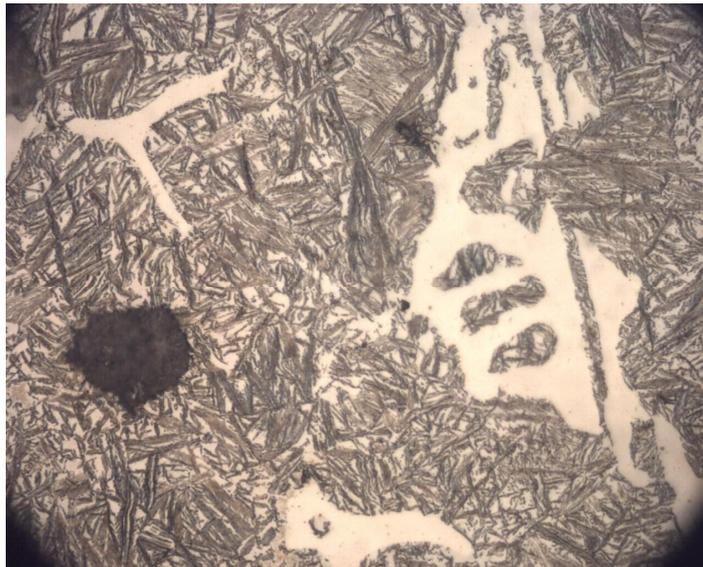


Figura 4.33 Detalle microestructural del hierro CAD austenizado a 910 °C durante 120 minutos, y austemperizado a 425 °C por 120 minutos; Atacada con Nital al 2%, tomada a 1000X.

La microestructura de la pieza austemperizada a 375 °C presenta poca cantidad de ferrita acicular en la austenita estable. Mientras que la microestructura con tratamiento de austemperizado a 425 °C y 2 horas, muestra una mayor cantidad y distribución de ausferrita.

4.4 DUREZA VICKERS Y ROCKWELL C

Los resultados de durezas HRc y HV obtenidos en las zonas mostradas en la figura 4.34 se presentan en las tablas 4.4 a 4.8.

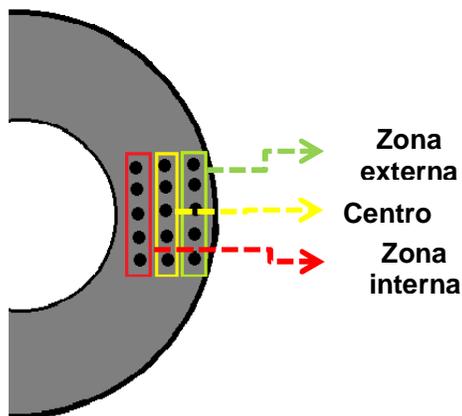


Figura 4.34 Zonas en donde fueron evaluadas las durezas Rockwell C y Vickers en las piezas CADI obtenidas a las temperaturas isotérmicas, 375 °C y 425 °C, respectivamente.

Tabla 4.4 Valores de dureza Rockwell C (promedio) con sus respectivas equivalencias a dureza *Brinell para el hierro nodular con carburos en condiciones de colada.

Zona	Dureza Rockwell C	Dureza Brinell
Superficie	38.08	234
Centro	38.70	239
Orilla	37.28	231

Dureza Brinell 3000 Kg_f, bola de 10 mm (Hardness comparison chart EMCO·TEST: www.emcotest.com)

Las tablas 4.5 y 4.6 muestran las durezas experimentales HRc para las zonas indicadas de la figura 4.34, para las piezas austemperizadas a 375 y 425 °C respectivamente.

Tabla 4.5 Dureza Rockwell C (promedio) con su respectiva equivalencia a dureza *Brinell para la pieza austemperizada a 375°C.

Zona evaluada	Dureza Rockwell C	Dureza Brinell
Zona interna	44.26	272
Centro	43.7	278
Zona externa	44	268

Dureza Brinell 3000 Kg_f, bola de 10 mm (Hardness comparison chart EMCO·TEST: www.emcotest.com)

Tabla 4.6 Dureza Rockwell C (promedio) con su respectiva equivalencia a dureza *Brinell para la pieza austemperizada a 425 °C.

Zona evaluada	Dureza Rockwell C	Dureza Brinell
Zona interna	44.7	275
Centro	42.76	260
Zona externa	43.4	266

Dureza Brinell 3000 Kg_f, bola de 10 mm (Hardness comparison chart EMCO·TEST: www.emcotest.com)

Las durezas Vickers de las fases formadas en las dos condiciones de austemperizado fueron evaluadas. Los resultados obtenidos se presentan en las tablas 4.7 y 4.8

Tabla 4.7 Valores de dureza MicroVickers (promedio) para los microconstituyentes del hierro CADi tratado isotérmicamente a 375 °C y 1 hora de permanencia en el baño de sales.

Carburos		
ZONA	HV	HRC
Superficie	1066	>66
Centro	1142.6	>66
Orilla	876	66.4

Ausferrita		
ZONA	HV	HRC
Superficie	570.2	53.4
Centro	546.8	52.11
Orilla	514	49.7

Tabla 4.8 Valores de dureza MicroVickers (promedio) para los microconstituyentes del hierro CADi tratado isotérmicamente a 425 °C y 2 hora de permanencia en el baño de sales.

Carburos		
ZONA	HV	HRC
Superficie	839.3	65.16
Centro	938.3	>66
Orilla	736	61.6

Ausferrita		
ZONA	HV	HRC
Superficie	491	48.33
Centro	457	45.7
Orilla	451	45.26

4.5 CUANTIFICACIÓN DE CARBUROS ANTES Y DESPUÉS DEL TRATAMIENTO TÉRMICO

En la figura 4.35, se presenta el mapeo de carburos presentes antes y después del tratamiento térmico de austemperizado. Para revelar los carburos (zonas blancas) las muestras se atacaron con una solución de 10 mL HNO₃ + 4 mL HF + 87 mL H₂O.

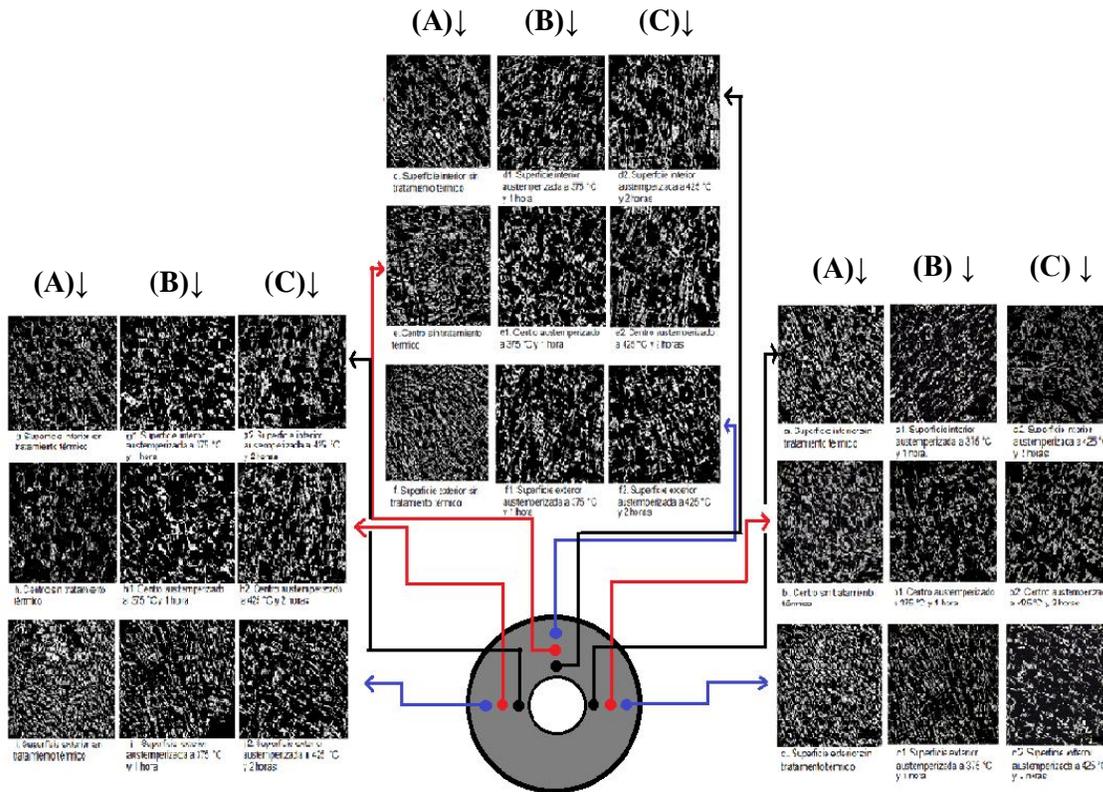


Figura 4.35 Mapeo de carburos en la zona interior, centro y zona exterior del (A) hierro nodular base (Sin tratamiento térmico), (B) hierro CADI (tratado isotérmicamente a 375 °C) y (C) hierro CADI (tratado isotérmicamente a 425 °C). Se observa una mínima disolución de carburos. A 100X (200 μ).

A continuación se presenta con mayor detalle las imágenes correspondientes al mapeo de cada zona evaluada en la superficie analizada.

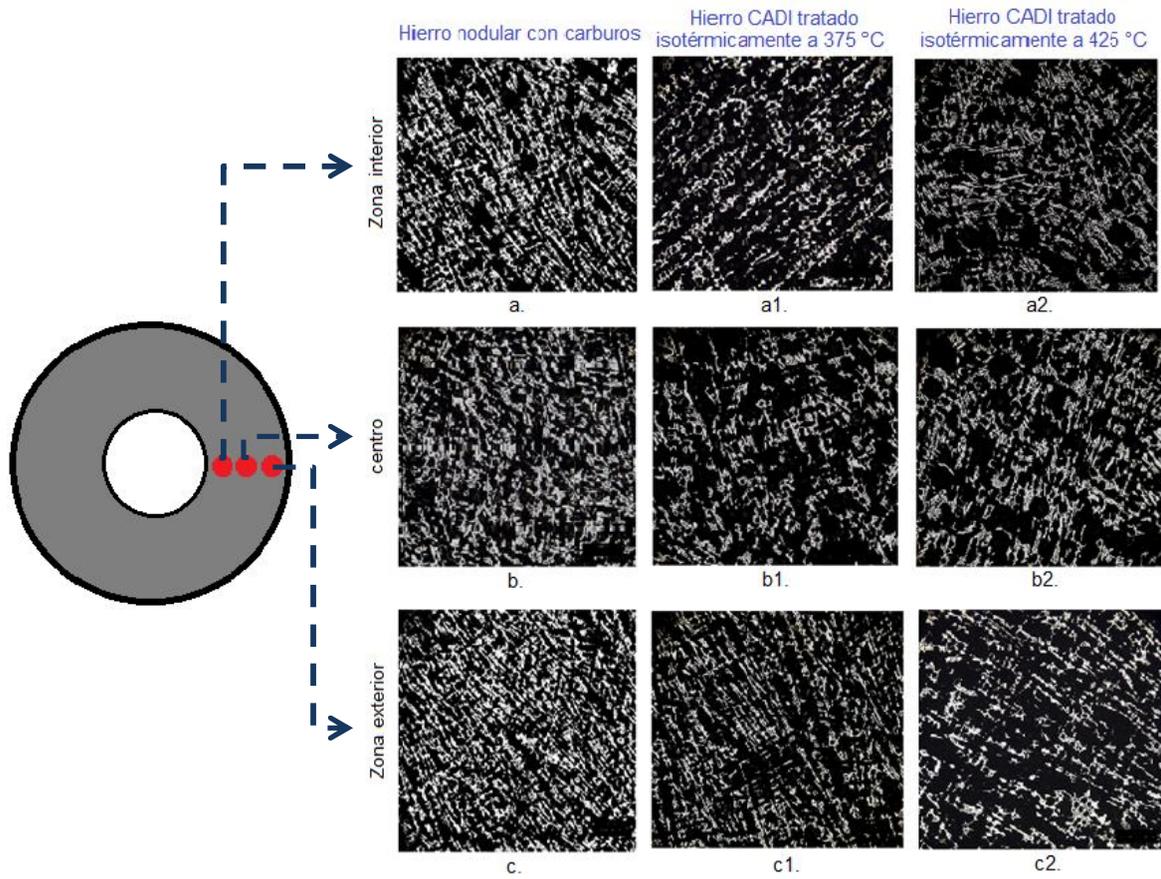


Figura 4.35a Detalle del mapeo de carburos en la zona interior (a,a1,a2) , centro (b,b1,b2) y zona exterior (c,c1,c2) del hierro nodular base (Sin tratamiento térmico), hierro CADI (tratado isotérmicamente a 375 °C) y hierro CADI (tratado isotérmicamente a 425 °C). A 100X (200 μ).

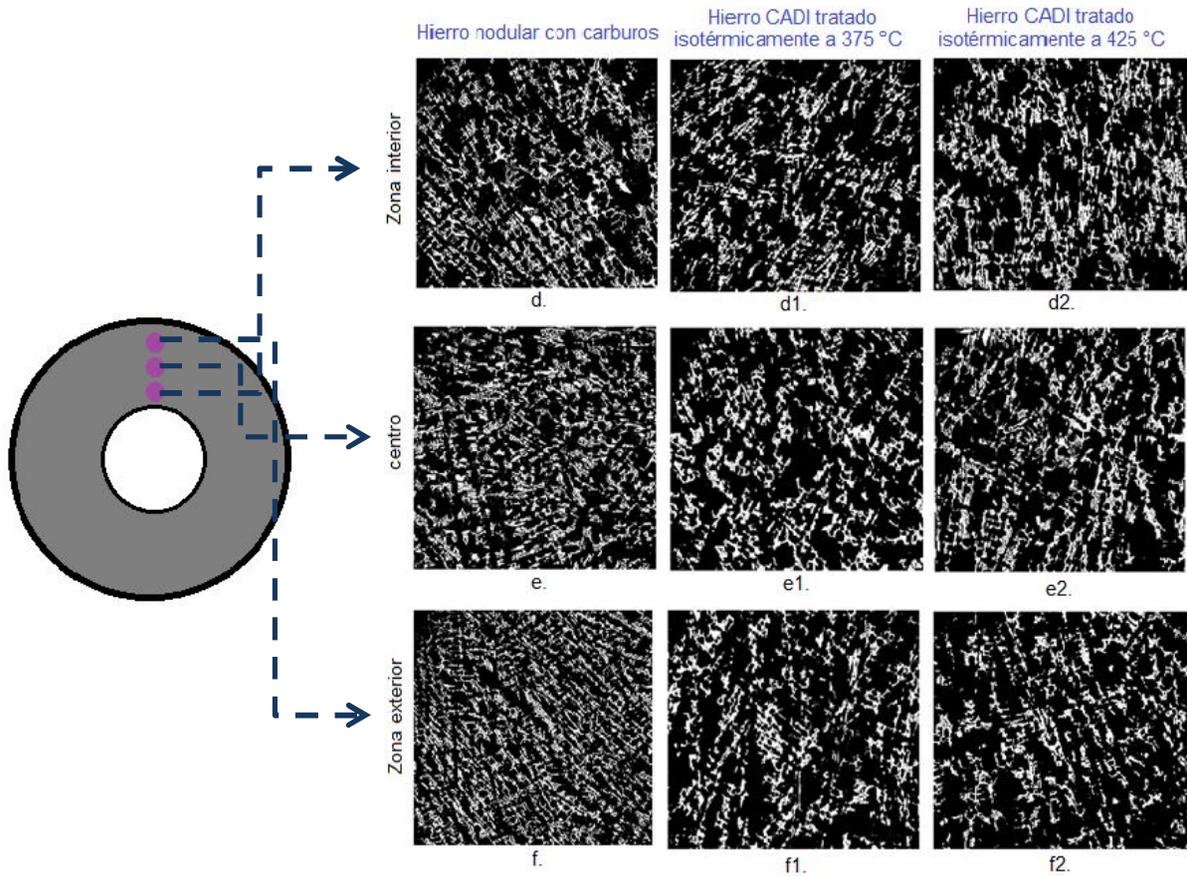


Figura 4.35b Detalle del mapeo de carburos en la zona interior d,d1,d2), centro (e,e1,e2) y zona exterior (f,f1,f2) del hierro nodular base (Sin tratamiento térmico), hierro CADI (tratado isotérmicamente a 375 °C) y hierro CADI (tratado isotérmicamente a 425 °C). A 100X (200 μ m).

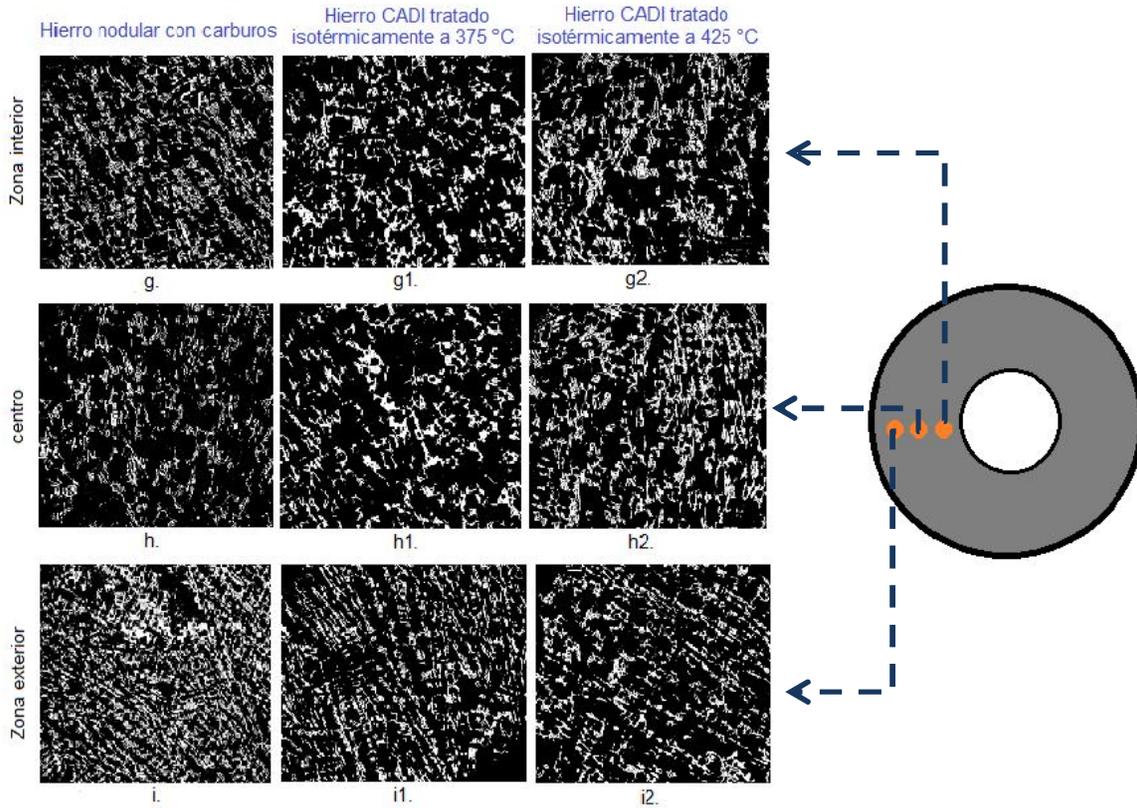


Figura 4.35c Detalle del mapeo de carburos en la zona interior (g,g1,g2) , centro (h,h1,h2) y zona exterior (i,i1,i2) del hierro nodular base (Sin tratamiento térmico), hierro CADI (tratado isotérmicamente a 375 °C) y hierro CADI (tratado isotérmicamente a 425 °C). A 100X (200 μ m).

La fracción o porcentaje de carburos presente en cada una de las zonas evaluadas de los hierros dúctiles con carburos se reporta en la tabla 4.9.

Tabla 4.9 Cuantificación inicial del porcentaje de carburos promedio en las zonas evaluadas

Pieza	Fracción de carburos		
	Zona interior	Centro	Zona exterior
Buje de CDI 1	19.83	22.82	24.23
Buje de CDI 2	22.38	21.67	23.15

CDI (Carbide Ductile Iron)

Con base a la figura 4.35 se obtuvieron los siguientes resultados (tabla 4.10) para la pieza que fue tratada a 910 °C y 2 horas de austenización y 375 °C con 1 hora de permanencia en el baño de sales en el isotérmico:

Tabla 4.10 Cuantificación y % de disolución de carburos promedio en las zonas evaluadas del buje de hierro CADi tratado isotérmicamente a 375 °C

ZONA	%CARBUROS INICIALES	%CARBUROS DESPUÉS DEL ISOTÉRMICO	%CARBUROS DISUELTOS
Interior	19.83	16.49	16.84
Centro	22.82	17.47	23.45
Exterior	24.23	18.06	25.46

Y para el buje que fue tratada a 910 °C y 2 horas de austenización y 425 °C con 2 horas de permanencia en el baño de sales, los resultados se presentan en la tabla 4.11.

Tabla 4.11 Cuantificación y % de disolución de carburos promedio en las zonas evaluadas del buje de hierro CADi tratado isotérmicamente a 425 °C

ZONA	%CARBUROS INICIALES	%CARBUROS DESPUÉS DEL ISOTÉRMICO	%CARBUROS DISUELTOS
Interior	22.38	20.13	10.05
Centro	21.67	19.03	12.18
Exterior	23.15	18.30	20.1

Las tablas anteriores reportan los resultados promedio de las cuantificaciones de carburos que se hicieron alrededor del corte transversal de cada pieza, tal como se muestra en el mapeo de la figura 4.35, además puede observarse en las imágenes que alrededor de la superficie analizada hay variación en cuanto a cantidad de carburos tomada en diferentes puntos de una misma zona (figuras 4.35- a,b,c).

Capítulo 5

DISCUSIÓN DE RESULTADOS

En este capítulo se presenta la discusión de los resultados obtenidos de la experimentación, se analiza el efecto de la composición química sobre la precipitación de carburos en la matriz de la pieza prototipo así como su disolución durante el tratamiento térmico para la obtención de dos bujes de hierro CADI a diferentes condiciones de austemperizado. Se discute la fracción de carburos disueltos en base a los carburos antes y después del tratamiento térmico. Por último, se comparan las durezas obtenidas de los hierros CADI obtenidos.

5.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL HIERRO NODULAR BASE PARA LA FABRICACIÓN DE UN HIERRO CADI.

En la tabla 3.2 se reporta la composición química del hierro nodular experimental que se usó para la obtención del hierro CADI. Inicialmente, en condiciones de colada se debe producir una microestructura que contenga carburos que se forman durante el proceso de solidificación, para ello se usaron como elementos promotores de carburos el Cr y Mo los cuales promovieron la precipitación de los mismos.

En cuanto al efecto de los elementos promotores de carburos se observó lo siguiente:

- Molibdeno: la formación de carburos se lleva a cabo cuando la cantidad adicionada de Mo excede el 0.5 %, estos carburos son muy estables y difíciles de disolver ^(3,14). A altas concentraciones de este elemento > 0.5%, causa la presencia de grandes cantidades de austenita metaestable sin reaccionar ⁽³⁾, debido a esto el porcentaje de este elemento se mantuvo por encima del 0.5%.
- Cromo: al tener 0.95% de Cr en la composición química del hierro nodular base, se genera una cantidad significativa de carburos

probablemente aleados, puesto que el cromo es un promotor en la formación de los mismos, tienen un enlace atómico muy fuerte con los átomos de carbono lo que los hace muy estables a alta temperatura en la etapa de austenización.⁽³⁾

- **Manganeso:** con base a la literatura se sabe que este elemento define la matriz en un hierro nodular y que cuando el contenido es de $0.5 < \text{Mn} < 0.8$, se obtiene una matriz perlítica; por lo que al tener 0.67% de Mn en la composición química del hierro base se garantiza una matriz perlítica.

El efecto de la composición química sobre la microestructura y en las propiedades mecánicas del hierro CADI, se detalla a continuación:

5.2 CALIDAD METALÚRGICA DE LA PIEZA DE COLADA (microestructura)

Los tratamientos de nodulización, inoculación y composición química del hierro nodular base influyen mucho en la calidad metalúrgica de las piezas, por lo que se considera que la microestructura tiene buena calidad metalúrgica cuando el grafito esferoidal en la matriz tiene como un mínimo de nodularidad del 85%, tamaño de nódulo menor o igual a 5, densidad de nódulos mínima de 100 nódulos/mm² en una matriz de perlita-carburos.⁽²¹⁾

Los resultados reportados en la tabla 4.2, muestran la evaluación de la cantidad y características del grafito esferoidal en la matriz del hierro base en las zonas mostradas en la figura 4.1 que en promedio fueron:

- Porcentaje de nodularidad: 90 %
- Tamaño de nódulo: 6
- Densidad de nódulos: 100 nódulos/mm²

Por lo tanto, las piezas en condiciones de colada (bujes de hierro nodular) cumplieron con la calidad metalúrgica requerida para ser sometidas al tratamiento de austenizado y fabricar piezas de hierro CADI con el tratamiento isotérmico posterior.

5.2.1 Evaluación de los carburos

En las regiones donde se efectuó el análisis metalográfico de las piezas prototipo de colada, se observó en su microestructura diferente tamaño y morfología de los carburos presentes en la matriz y de los cuales se analizó lo siguiente:

Tanto en la zona exterior como en la interior (hueco del buje) teóricamente los carburos precipitados son del tipo ledeburítico los cuales tenderán a disolverse en la etapa de austenizado. En la zona exterior y centro, la fracción de carburos es mayor que la obtenida en la zona interior de la pieza; la diferencia de éstos radica en su tamaño y morfología, de carburos delgados a gruesos, ya que en ambas zonas (exterior-interior) los carburos son finos y pequeños, presentándose también carburos más gruesos en la zona interior. Mientras que los carburos en el centro son gruesos y cortos, éstos posiblemente sean, carburos aleados (debido a efectos de microsegregación de aleantes) y ledeburíticos.

Según Laino y Dommarco⁽²⁾ la diferencia entre ambos tipos de carburos radica en tamaño y morfología, desde formas claramente ledeburíticas hasta placas delgadas, asociados al tamaño y geometría de la pieza, así como a las condiciones de solidificación y del proceso de fabricación (figura 4.17).

Lo anterior es importante para explicar el potencial de disolución de carburos en zonas preferenciales durante la etapa de austenización. Más adelante se analizará cuantitativamente la disolución de los carburos disueltos antes y después del tratamiento de austemperizado.

5.3 CALIDAD METALÚRGICA DE LAS PIEZAS CON TRATAMIENTO TÉRMICO

En el caso de las piezas tratadas térmicamente, sólo se analizó la pieza tratada a 375 °C con 1 hora de austemperizado, para evaluar nuevamente las características del grafito esferoidal con el fin de determinar el efecto que tiene el tratamiento de austemperizado sobre los esferoides de grafito. En los resultados de la tabla 4.3, se observa una ligera disminución en la densidad de nódulos y en el grado de redondez del nódulo. Los resultados fueron los siguientes:

- Porcentaje de nodularidad: 80 %
- Tamaño de nódulo: 5
- Densidad de nódulos: 85 nódulos/mm²

Aunque no es tema de discusión en este trabajo, se menciona que el efecto del tratamiento térmico en la disminución del porcentaje de nodularidad y densidad de nódulos se debe a una posible disolución de C de los nódulos de grafito, cediéndole C a la matriz obtenida después del tratamiento térmico. Y/o también, debido a una posible precipitación de grafito por la descomposición parcial de los carburos ledeburíticos en el material original durante la etapa de austenizado ⁽⁶⁾.

5.3.1 Evaluación de los carburos después del tratamiento de austemperizado

Con lo que respecta a los carburos contenidos en la matriz de las piezas austemperizadas a 375 y 425 °C a 1 y 2 horas de permanencia respectivamente (figura 4.35), se observó una disminución en la cantidad de los mismos después del tratamiento térmico, debido a su disolución parcial durante la etapa de austenizado.

Inicialmente en las piezas de colada se obtuvieron los siguientes porcentajes (promedio) de carburos de las figura 4.35, los cuales fueron:

(Tabla 4.9)

	Fracción de carburos		
Pieza	Zona interior	Centro	Zona exterior
Buje de CDI 1	19.83%	22.82%	24.23%
Buje de CDI 2	22.38 %	21.67%	23.15%

Se aprecia en ambas evaluaciones que no hay una variación significativa de la fracción de carburos presentes en las zonas evaluadas de las piezas. De esa forma se asegura que durante el austenizado, la disolución de carburos en las piezas sea mínima y de manera homogénea y con ello garantizar una alta resistencia al desgaste en toda la pieza.

En el caso de la pieza (CDI 1) que fue tratada a 910 °C y 2 horas de austenización y 375 °C con 1 hora de permanencia en el baño de sales en el isotérmico (figura 4.35), se obtuvo lo siguiente:

(Tabla 4.10)

ZONA	%CARBUROS INICIALES	%CARBUROS DESPUÉS DEL ISOTÉRMICO	%CARBUROS DISUELTOS
Interior	19.83	16.49	16.84
Centro	22.82	17.47	23.45
Exterior	24.23	18.06	25.46

El promedio de la fracción o porcentaje de carburos disueltos fue de ≈ 22%.

Y para el buje (CDI 2) que fue tratado a 910 °C y 2 horas de austenización y 425 °C con 2 horas de permanencia en el baño de sales (figura 4.35), se obtuvieron los resultados siguientes:

(Tabla 4.11)

ZONA	%CARBUROS INICIALES	%CARBUROS DESPUÉS DEL ISOTÉRMICO	%CARBUROS DISUELTOS
Interior	22.38	20.13	10.05
Centro	21.67	21.39	12.18
Exterior	23.15	18.30	20.00

El promedio de la fracción o porcentaje de carburos disueltos fue de $\approx 14\%$.

De los resultados anteriores se observa que la fracción de carburos que se disolvió en el tratamiento de austemperizado fue, de entre 14 y 22 % de la fracción de carburos iniciales. Cabe señalar que estos porcentajes de carburos son el promedio de la evaluación que se hizo en la zona interior-centro-zona exterior de la superficie del corte transversal de cada pieza. La variación de carburos de una zona a otra se debe a las condiciones de enfriamiento locales.

Los diferentes elementos que promueven la formación de carburos aleados, Cr y Mo utilizados en esta tesis (principalmente Cr), provocaron que los carburos formados sean muy estables a la temperatura de austenización (910 °C), por lo que la disolución de estos carburos se vuelve insignificante.

Posiblemente, los carburos que se disolvieron durante el tratamiento térmico, sean del tipo ledeburítico debido a la inestabilidad de los mismos en la etapa de austenizado o carburos aleados cuyos elementos de aleación sean diferentes al Cr y Mo y que por lo tanto sean menos estables.

Para conocer mas a detalle el tipo y composición química de los carburos presentes en la matriz de los hierros CADi obtenidos en realización de este trabajo, se tendría que realizar un análisis más detallado usando técnicas, como microscopio electrónico de barrido (SEM) y/o rayos X, que no es tema de estudio en esta tesis.

5.4 MATRIZ AUSFERRÍTICA

Se sabe que en un hierro ADI, en la primera etapa de austemperizado, la matriz de austenita con un contenido de carbono, transforma isotérmicamente en *ausferrita*, la cual es una mezcla de ferrita acicular (α) y austenita estable enriquecida con un alto contenido de carbono (γ_{hc}).

En la etapa 1, la ferrita acicular inicialmente nuclea y crece alrededor del esferoide de grafito y a lo largo del límite de grano de la austenita. Con el crecimiento de la ferrita, el carbón difunde en la austenita y forma austenita estable con alto contenido de C (γ_{hc}). Cuando la austenita (γ) es saturada con carbono, se interrumpe el crecimiento de la ferrita y la reacción de la etapa 1 es completada ^(16, 22).

En las figuras 4.32 y 4.33 se observan las imágenes metalográficas correspondientes a los hierros CADi obtenidos con la realización de este trabajo (a 375°C y 1 hora de permanencia en el baño de sales y el otro, a 425°C durante 2 horas de austemperizado), en las cuales puede apreciarse claramente una diferencia en cuanto a la cantidad y morfología de la ausferrita (matriz de austenita estable con altos contenidos de carbono y ferrita acicular), carburos y nódulos de grafito.

5.4.1 Ferrita acicular

❁ Hierro CADi (temperatura de 375°C y 1 hora de austemperizado)

En las imágenes de la figura 4.30 (c y d) se observa que hay una mayor cantidad de austenita estable que de placas de ferrita acicular, las cuales nuclean y crecen alrededor de los nódulos de grafito y a lo largo del límite de grano de la austenita.

Esto puede verse a detalle en la figura 4.32, en la cual se aprecian delgadas placas de ferrita acicular distribuidos de forma discontinua sobre la austenita estable. Hay variación en el tamaño de las mismas, puesto que se observan placas de ferrita largas y cortas.

• Hierro CADI (temperatura de 425°C y 2 horas de austemperizado)

En las imágenes de la figura 4.31 (c y d) se observa una mayor cantidad y dispersión de placas gruesas de ferrita acicular y austenita estable. Así mismo se observa en la figura 4.33, que estas placas de ferrita están distribuidas homogéneamente sobre la austenita y el tamaño de éstas, suele ser más placas de ferrita largas que cortas.

La diferencia en cantidad de placas de ferrita acicular en la matriz de los hierros CADI es evidente, al aumentar el tiempo de austemperizado la nucleación y crecimiento de placas de ferrita en la austenita estable es mayor. Al igual que la morfología, al aumentar la temperatura de austemperizado, la ferrita acicular adquiere una forma plumosa, mientras que a temperaturas bajas, la ferrita suele estar en forma de aguja.⁽²³⁾

5.4.2 Austenita estable

En las figuras 4.30 y 4.31 se observa con claridad la austenita estable enriquecida con carbono, característica de la matriz ausferrítica en ambas microestructuras. Es de suponer que la austenita obtenida en el buje de hierro CADI tratado isotérmicamente a 425 °C, tenga un mayor contenido de carbono que el buje tratado isotérmicamente a 325 °C, ya que en la figura 4.31 en comparación con la figura 4.30, se observa una mayor cantidad de ferrita acicular logrando incrementar la concentración de carbono en la austenita. Por lo que la austenita de este buje de hierro CADI será más estable que la obtenida en el buje tratado a 375 °C en el isotérmico.

Para tener un análisis mas detallado de la austenita obtenida en estos hierros CADI, en cuanto a tipo y cantidad de la misma, se requeriría del uso de técnicas analíticas convencionales que permitan revelar las diferencias existentes entre una y otra.

5.5 DUREZA

Finalmente, para evaluar la dureza en las muestras de hierro CADI, se tomó el perfil de dureza zona exterior-centro-zona interior tal como se muestra en la figura 4.34 y cuyos resultados demostraron que hubo un aumento de dureza en los hierros CADI en relación al hierro nodular base, debido a las características de la matriz obtenida después del tratamiento térmico.

Para ambos hierros CADI, la variación en cuanto al valor de la dureza (Rockwell C y Brinell) promedio de cada perfil resultó ser mínima, debido a las características de la matriz ausferrítica obtenida en cada tratamiento térmico y de los carburos presentes, ya que se esperaba que la dureza disminuyera conforme la disminución del contenido de los mismos después del tratamiento térmico. ⁽²⁰⁾

Las durezas promedio obtenidas en ambos hierros CADI en HBN Y HRC fueron:

(Tabla 4.5)

HIERRO CADI TRATADO ISOTÉRMICAMENTE A 375 °C		
Zona evaluada	Dureza Rockwell C	*Dureza Brinell
Zona interior	44.26	272
Centro	43.7	278
Zona exterior	44	268
PROMEDIO	44	272.66

(Tabla 4.6)

HIERRO CADI TRATADO ISOTÉRMICAMENTE A 425 °C		
Zona evaluada	Dureza Rockwell C	*Dureza Brinell
Zona interior	44.7	275
Centro	42.76	260
Zona exterior	43.4	266
PROMEDIO	43.6	267

*Dureza Brinell 3000 Kg, bola de 10 mm (Hardness comparison chart EMCO-TEST)

La dureza promedio (HR_C Y HBN) es ligeramente menor en la pieza austemperizada a 425 °C, por lo que el buje de hierro CADI tratado a 375 °C en el isotérmico es ligeramente más duro.

Los resultados de dureza HRC demuestran que las piezas de hierro CADI durante su funcionamiento (que depende de su aplicación) en general, presentarán una alta resistencia al desgaste. Por lo que ambas condiciones de austemperizado pueden aplicarse para la posterior fabricación de bujes de hierro CADI.

Por otro lado, para hacer una comparación más significativa en cuanto a qué pieza presentará mayor resistencia al desgaste, se necesitaría fabricar otros 2 bujes de hierro CADI pero teniendo como constante una de las variables fijas, ya sea el tiempo o la temperatura de austemperizado, por ejemplo, 375 °C pero ahora con 2 horas de permanencia en el isotérmico, medir durezas y posteriormente evaluar la resistencia al desgaste (propiedad mecánica que no se evaluó en este trabajo) en ambas piezas.

Por último, tomando los valores de dureza Vickers obtenidos para ambos hierros CADI (tablas 4.7 y 4.8), se obtuvo, que los carburos son más duros en el centro. Mientras que para el caso de la ausferrita, la dureza disminuye de la zona exterior a la zona interior. Por lo que es probable que el buje de hierro de CADI tratado isotérmicamente a 375 °C presente una mayor resistencia al desgaste.

Teóricamente, la dureza se relaciona con la resistencia al desgaste y la fragilidad del material. Cuando la dureza es alta, se tiene un material muy resistente al desgaste, pero es un material muy frágil.

Es importante recordar que tanto la dureza como la microestructura de la pieza prototipo (buje), en este caso de hierro CADI, depende en gran medida de la composición química del hierro nodular base así como también de las condiciones del tratamiento de austemperizado para la producción del mismo.

Capítulo 6

CONCLUSIONES

Las conclusiones finales de este trabajo y algunas sugerencias para el mejoramiento en trabajos posteriores, son las siguientes:

1. Se fabrico un hierro CDI (Hierro nodular con carburos) tomando como base la composición química de un hierro nodular clase 120/90/02 y adicionando 0.95% Cr y 0.59% Mo, de buena calidad microestructural, en condiciones de colada, es decir: nodularidad del 90%, tamaño de nódulo 6 ASTM, densidad de nódulos de 100 nódulos/mm², tipo de nódulo I y II y una matriz perlítica-carbúrica.
2. El tratamiento de austenizado aplicado a una temperatura de 900 °C y un tiempo de permanencia de 2 horas, garantizo una austenización total de la matriz (perlita) y una disolución parcial promedio de carburos entre 14 y 22%, respectivamente.
3. Se obtuvieron 2 bujes de hierro CADI a dos diferentes temperaturas isotérmicas, el primero a 375 °C y 1 hora de permanencia en el baño de sales, y el segundo a 425 °C con 2 horas de austemperizado, en ambos casos se obtuvo una matriz ausferrítica con carburos sin disolver.
4. So observo una mayor fracción de ausferrita en la pieza tratada isotérmicamente a 425 °C con la formación de placas de ferrita acicular más gruesas, largas y plumosas, mientras que la ausferrita obtenidas a 375 °C mostro la presencia de placas delgadas, algunas largas y otras cortas. Lo anterior debe tener impacto en las propiedades mecánicas.
5. Para el buje de hierro CADI tratado isotérmicamente a 375 °C, el contenido de carburos, así como la dureza Brinell fue mayor en comparación con la pieza tratada isotérmicamente a 425°C.

6. Ambos hierros CADI presentaron una elevada dureza esto es un indicativo de tendrán una elevada resistencia la desgaste, y por lo tanto se esperaría que tuvieran un buen desempeño en condiciones de operación del componente.

Sugerencias

- Se recomienda en trabajos posteriores, evaluar en los hierros CADI obtenidos en esta tesis, propiedades mecánicas tales como la resistencia al desgaste y la resistencia al impacto, para relacionarlos con el tipo de ausferrita obtenido..
- Realizar estudios mediante el uso de técnicas analíticas convencionales como Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) o rayos X para caracterizar el tipo austenita y de carburos presentes en los hierros CADI, así como también descartar la presencia de martensita o bainita en la microestructura de los mismos.
- Fabricar en trabajos posteriores, bujes de hierro CADI a 375 °C y 2 horas y 425 °C y 1 hora de austemperizado para tener una comparación más significativa de la matriz ausferrítica formada, así como el efecto que tendría sobre la dureza de los mismos.

REFERENCIAS:

1. Apraiz B.J. **“Fundiciones”**, 3° edición, Editorial Dossat S.A., Madrid España, pp. 1-13, 17-20, 71-74, 143-157, 1977.
2. Laino Sebastián, Dommarco Ricardo C. y Sikora Jorge A. **“Desarrollo de Fundiciones Nodulares Austemperadas con Carburos (CADl)”**, Congreso de CONAMET/SAM Mar del Plata – Argentina. 2005.
3. Kovacs B. V. y Dawson J.V., **“The effects of Alloying Elements and their Segregation in ADI”**, World Conference on Austempered Ductile Iron, Vol. I, Bloomington, Illinois, USA, pp. 241-270, 1991.
4. American Society Metallurgical (ASM), **“Heat Treating”**, Vol. 4, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Editorial ASM Internacional, pp. 1485-1485-1492, 1503-1506, 1992.
5. Laino Sebastián, Dommarco Ricardo C. y Sikora Jorge A. **“Desarrollo de Fundiciones Nodulares Austemperadas con Carburos (CADl): Trabajo Preliminar”**. Congreso de CONAMET/SAM Mar del Plata – Argentina. 2004.
6. Aranda Villada Víctor Antonio, **“Efecto de la Temperatura y Tiempo de Austenización en la Disolución de Carburos en un Hierro Nodular Blanqueado (D 120/90/02 Modificado)”**, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2010.
7. William F. Smith, **“Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales”**, editorial Mc Graw Hill, 4° edición, México, pp. 363-366, 430-434, 2006.
8. García H.J. A., Atlatenco C., González C., Huerta A., Amaro A., **“Respuesta al Tratamiento de Austemperizado (ADI) de un Hierro Nodular con diferentes Matrices”**, Moldeo y Fundición, No. 175, pp 12-16, ISSN 0188-9117, Febrero 2007.
9. Hayrynen Kathy L., Keough John R., Brandenburg K.R., **“Applications of Austempered Cast Irons”**, Applied Process Technologies Div. Livonia, Michigan, USA. pp.1-10. 2002.

10. 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.
11. 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.
12. Catalán Calderón Jonathan, ***“Fabricación de un Hierro Nodular con Fracción Controlada de Carburos”***, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2010.
13. American Society Metallurgical (ASM), ***“Casting”***, Vol. 15, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Editorial ASM Internacional, pp. 1420-1454, 1992.
14. Yan Mi, ***“Effect of Cu, Mo, Si on the content of Retained Austenite of Austempered Ductile Iron”***, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 32, Num. 9, pp 1313-1317, 1995.
15. 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.
16. Wu C.Z., Chen Y.J., Shih T.S., ***“Phase Transformation in Austempered Ductile Iron by Microjet Impact”***, Department of Mechanical Engineering. Chung-Li, Taiwan. Materials Characterization, pp. 43-54. 2002
17. Hardness comparison chart EMCO·TEST, A-5431 Kuchl/Austria, 2008. www.emcotest.com.
18. Ruiz Tamayo Agustín Gerardo, ***“Producción de Hierro Nodular con Fe-Si-5%Mg a partir del diseño de un Convertidor de Doble Cámara”***, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química, UNAM, 2003.
19. Caldera Martín, Rivera Graciela L., Boeri Roberto E. y Sikora Jorge. ***“Características y disolución de carburos en fundiciones esferoidales aleadas de espesores variables”***, División Metalurgia INTEMA- Univ. Nacional de Mar de Plata- CONICET, Argentina. 2004
20. Dommarco Ricardo C., Sikora Jorge A., ***“Resistencia a la abrasión y al impacto de fundición CADI de composición hipoeutéctica”***,

- Asociación Argentina de Materiales (SAM). 2° Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales, Mar de Plata Argentina. Octubre 2008.
21. American Foundrymen's Society (AFS), Inc. ***"Foundrymen's guide to ductile iron microstructures"*** Des Plaines, Illinois, pp.12 -31, 40-48, 1984.
22. Nofal A.A., Jekova L., ***"Novel Processing Techniques and Applications of Austempered Ductile Iron (Review)"***, Journal of the University of Chemical Technology and Metallurgy, pp. 213-228. Bulgaria 2009.
23. Jagadeesha Achary, Dev Venugopalan, ***"Microstructural Development and Austempering Kinetics of Ductile Iron During Thermomechanical Processing"***, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31A, pp. 2575-2585 (2000)
24. Keough John R, Hayrynen Kathy L., PhD. ***"Carbide Austempered Ductile Iron (CAD)"***, Applied Process Inc. Technologies Div.- Livonia, Michigan, USA. 28 November 2000.
25. American Foundrymen's Society (AFS), Inc. ***"Ductile Iron Handbook"*** Des Plaines, Illinois, pp. 21,35, 66-79, 83-95, 99-102, 210-213, 1993.
26. Rio Tinto Iron & Titanium Inc., ***"Ductile Iron Data for Design Engineers"***, Canadá, pp. 7.1 – 7.10 (1990).
27. Márquez Sánchez J.A, García Hinojosa J.A., Amaro A.M., Huerta A., ***"Bolas para molienda de minerales fabricadas de hierros ADI/CAVI"***, Departamento de Ingeniería Metalúrgica. CONAMET/SAM 2006.
28. Yescas M.A., Bhadeshia H.K.D.H., Mackay D.J., ***"Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks"***. Materials Science and Engineering, pp. 162-173. 2000
29. Vázquez Gómez Octavio, ***"Simulación de la Evolución Térmica y Microestructural durante el Austemperizado del Hierro Dúctil"***, Tesis de Maestría, UNAM, 2009.

ANEXO 1

CALCULO DEL SISTEMA DE COLADA

Dimensiones originales de la pieza prototipo (Buje):

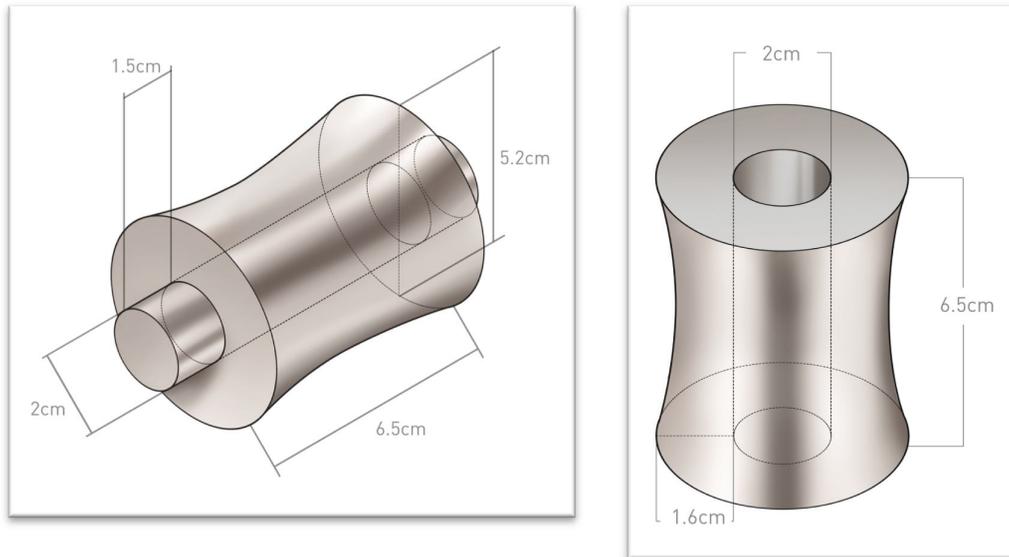


Figura 1. Dimensiones originales del buje

Volumen y área de un cilindro

$$V_{cilindro} = \frac{\pi D^2 H}{4}$$

$$A_{cilindro} = \pi D H + \frac{\pi D^2}{2} + \pi D_m H + \frac{\pi D_m^2}{2}$$

Módulo de solidificación

$$M_s = \frac{V}{A}$$

$$M_s = \frac{\frac{\pi}{4} D^2 H - \frac{\pi}{4} D_m^2 H}{\pi D H + \pi D_m H + \frac{\pi}{2} (D^2 - D_m^2)}$$

$$M_s = \frac{\frac{\pi}{4} (6.5)(5.2^2 - 2^2)}{\pi (5.2)(6.5) + \pi (2)(6.5) + \frac{\pi}{2} (5.2^2 - 2^2)}$$

$$M_s = \frac{117.6192}{183.217}$$

$$M_{sp} = 0.6419 \text{ cm}$$

Alimentadores

Consideraciones:

- Hierro nodular, relación $\frac{H}{D} = 1$
- Tipo de alimentador: cilíndrico

$$M_{s_a} = \frac{D}{6} \text{ y } A_a = \frac{3}{2}\pi D^2$$

- Según Adam's & Taylor $T_{s_p} < T_{s_a}$

$$\rho_l = 7.3 \text{ g/cm}^3 \text{ y } \rho_s = 7.45 \text{ g/cm}^3$$

- $\frac{K_a}{K_p} = 1$, mismo medio de moldeo para el alimentador como para la pieza.

$$M_{s_a} = \frac{M_{s_p} \frac{K_a}{K_p} + \beta \frac{V_p}{A_a}}{1 - \beta}$$

$$\beta = \frac{\rho_s - \rho_l}{\rho_s} = \frac{7.45 - 7.3}{7.45} = 0.0201$$

Al sustituir los valores en la fórmula anterior:

$$M_{s_a} = \frac{0.6419 (1) + 0.020 \frac{117.6192}{\frac{3}{2}\pi D_a^2}}{1 - 0.020}$$

$$\frac{D_a}{6} = \frac{0.6419 + \frac{2.3523}{\frac{3}{2}\pi D_a^2}}{0.98}$$

$$\frac{D_a}{6} = 0.655 + 0.5094/D_a^2$$

$$D_a = \left(0.655 + 0.5094/D_a^2\right) * 6$$

$$D_a = 3.93 + \frac{3.056}{D_a^2}$$

$$D_a^3 - 3.93D_a^2 - 3.0564 = 0$$

$$D_a = 4.1108 \text{ cm} \implies \frac{H}{D} = 1 \implies H_a = D_a = 4.1108 \text{ cm}$$

Dimensiones para el cuello de un alimentador superior

$$D_n = \text{diámetro del cuello}$$

$$D_n = L_n + 0.2D_a$$

$$L_n = \text{altura del cuello}$$

$$L_n = \frac{D_a}{3}$$

Sustituyendo valores

$$L_n = \frac{4.1108}{3} = 1.3702 \text{ cm}$$

$$D_n = 1.370 + 0.2(4.1108) = 2.1921 \text{ cm}$$

Módulo de solidificación del alimentador:

$$Ms_a = \frac{0.6419(1) + 0.020 \frac{117.6192}{\frac{3}{2}\pi D_a^2}}{1 - 0.020}$$

Donde

$$D_a = 4.1108 \text{ cm}$$

Por lo tanto

$$Ms_a = 0.685 \text{ cm}$$

$$Ms_{\text{alimentador}} > Ms_{\text{pieza}}$$

Método de cálculo al sistema de colada para hierro nodular

$$A_{baj} = \frac{W}{C\rho t\sqrt{2gH_{cal}}}$$

Donde:

A_{ENT} = área total transversal de las entradas

W = peso de la(s) pieza(s) + alimentador(es)

H_{CAL} = Altura estática de cálculo

t = tiempo de colada o vaciado

C = coeficiente de descarga

ρ = densidad del metal o aleación líquida

$$H_{cal} = h - \frac{p^2}{2x}$$

Donde:

H_{CAL} = Altura estática de cálculo

h = altura de la bajada

x = altura de la pieza

P = Altura de la pieza desde el lugar de suministro de la pieza

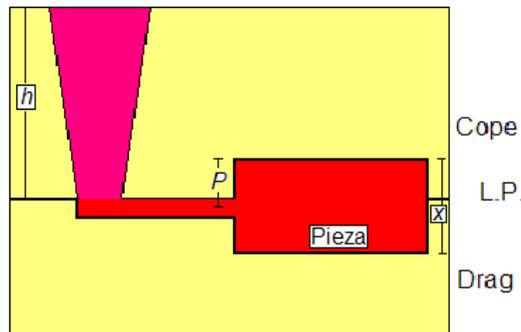


Figura 2. Sistema de colada

$$V_{alim} = \frac{\pi}{4} D_a^2 H = \frac{\pi}{4} (4.1108)^3 = 54.55 \text{ cm}^3$$

Se usaran 8 alimentadores, uno en cada pieza, por lo tanto:

$$V_{alim.total} = 54.55 (4) = 218.2 \text{ cm}^3$$

Para obtener el peso de los alimentadores se multiplica por la densidad del líquido:

$$218.2 \text{ cm}^3 \left(\frac{7.3 \text{ g}}{1 \text{ cm}^3} \right) = 1592.86 \text{ g}$$

Peso de la pieza

$$V_{pieza.total} = 117.6192 (4 \text{ piezas}) = 470.476 \text{ cm}^3$$

$$940.953 \text{ cm}^3 \left(\frac{7.3 \text{ g}}{1 \text{ cm}^3} \right) = 3434.474 \text{ g}$$

$$W = (1592.86 + 3434.47) \text{ g} = 5027.334 \text{ g}$$

Para el cálculo de H_{cal}

$$x = 5.2 \text{ cm}$$

$$p = 2.6 \text{ cm}$$

$$h = 12.8 \text{ cm}$$

$$H_{cal} = 12.8 - \frac{2.6^2}{2 * 5.2}$$

$$H_{cal} = 12.8 - 0.65 = 12.15 \text{ cm}$$

Calculando A_{baj} :

$$A_{baj} = \frac{5027.334 \text{ g}}{0.45 * 7.3 \text{ g/cm}^3 * t * \sqrt{(2 * 9.81 \text{ m/s}^2 * 12.15 \text{ cm})}}$$

Ahora bien para $t =$ tiempo de colada $t = s\sqrt{W}$

Espesor crítico, mm = 16

S = 2.20

$$t = 2.20\sqrt{5.027334} = 4.932 \text{ s}$$

$$A_{baj} = \frac{5027.334 \text{ g}}{0.45 * 7.3 \text{ g/cm}^3 * 4.9327 \text{ s} * \sqrt{(2 * 981 \text{ cm/s}^2 * 12.15 \text{ cm})}}$$

$$A_{baj} = \frac{5027.334 \text{ g}}{16.20391 * 154.3965} = \frac{5027.334}{2501.8284}$$

$$A_{baj} = 2.01 \text{ cm}^2$$

Elección de la relación de colada

Para un sistema presurizado:

$$1.0:0.90:0.85 = A_B: A_C: A_E$$

Se tienen en el sistema de colada:

- 1 bajada
- 2 corredores
- 4 entradas

Por lo tanto:

$$A_B = 2.01 \text{ cm}^2$$

$$A_C = 0.9A_B \rightarrow A_C = 0.9(2.01 \text{ cm}^2) \rightarrow A_C = 1.809 \text{ cm}^2$$

$$A_C = A_{C1} + A_{C2}$$

$$A_{C1} = A_{C2} = \frac{A_C}{2} = \frac{1.809}{2} = 0.9045 \text{ cm}^2$$

La suma de las áreas de las entradas en el corredor 1 debe ser $0.94 \cdot A_{C1}$, para respetar la relación 1.0:0.90: 0.85.

$$A_{C1} = 0.9045 \text{ cm}^2$$

$$A_{E1} = 0.94A_{C1} \quad A_{E1} = 0.94 * 0.9045 = 0.8502 \text{ cm}^2 . \text{ Como son 2 entradas:}$$

$$\text{cada entrada tiene un área} = \frac{A_{E1}}{2} = 0.4251 \text{ cm}^2$$

La suma de las áreas de las entradas en el corredor 2 debe ser $0.94 \cdot A_{C2}$, por lo tanto:

$$A_{E2} = 0.94 * 0.9045 = 0.8502 \text{ cm}^2 . \text{ Como son 2 entradas:}$$

$$\text{cada entrada tiene un área} = \frac{A_{E2}}{2} = 0.4251 \text{ cm}^2$$

Por lo tanto:

$$\text{El área transversal total de la bajada} = 2.01 \text{ cm}^2$$

$$\text{El área transversal total del corredor} = 1.809 \text{ cm}^2$$

$$\text{El área transversal total de entrada} = 1.70 \text{ cm}^2$$

ANEXO 2

BALANCE DE CARGA

Hierro Nodular con Carburos (CDI *Carbodic Ductile Iron*)

La siguiente tabla muestra la composición química final de la pieza prototipo.

Tabla 1. Composición química del buje de CDI

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mo	%Cr	%Cu
3.6	1.95	0.675	0.05	0.015	0.59	0.95	0.46

Tabla 2. Composición química de chatarra de troquel de acero

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mo	%Cr	%Cu
0.1057	0.030	0.2736	0.0192	0.0063	0.035	0.0212	0.0221

Tabla 3. Composición química de chatarra de hierro colado

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mo	%Cr	%Cu
3.6	2.8	0.4	0.01	0.02	0.02	0.03	0.1

1. Cálculo de la cantidad de elementos necesarios. En función de los parámetros de fusión: Rendimientos y tratamientos del metal líquido.

$$C: \frac{90 \text{ Kg} \left(\frac{3.6}{100} \right)}{\frac{92}{100}} = 3.521 \text{ Kg}$$

$$S: \frac{90 \text{ Kg} \left(\frac{0.015}{100} \right)}{\frac{100}{100}} = 0.0135 \text{ Kg}$$

$$Si: \frac{90 \text{ Kg} \left(\frac{1.95}{100} - \frac{0.15}{100} - \frac{0.02}{100} \right)}{\frac{94}{100}}$$

$$Mo: \frac{90 \text{ Kg} \left(\frac{0.59}{100} \right)}{\frac{100}{100}} = 0.531 \text{ Kg}$$

$$Si = 1.704 \text{ Kg}$$

$$Mn: \frac{90 \text{ Kg} \left(\frac{0.675}{100} \right)}{\frac{96}{100}} = 0.632 \text{ Kg}$$

$$Cu: \frac{90 \text{ Kg} \left(\frac{0.46}{100} \right)}{\frac{100}{100}} = 0.414 \text{ Kg}$$

$$P: \frac{90 \text{ Kg} \left(\frac{0.05}{100} \right)}{\frac{100}{100}} = 0.045 \text{ Kg}$$

$$Cr: \frac{90 \text{ Kg} \left(\frac{0.95}{100} \right)}{\frac{100}{100}} = 0.855 \text{ Kg}$$

2. Cálculo de la cantidad de elementos aportados por las materias primas prefijadas

Chatarra Troquel de acero: 40 Kg

$$C: 40 \text{ Kg} \left(\frac{0.1057}{100} \right) = 0.0422 \text{ Kg}$$

$$Si: 40 \text{ Kg} \left(\frac{0.030}{100} \right) = 0.012 \text{ Kg}$$

$$Mn: 40 \text{ Kg} \left(\frac{0.2736}{100} \right) = 0.1094 \text{ Kg}$$

$$P: 40 \text{ Kg} \left(\frac{0.0192}{100} \right) = 0.0076 \text{ Kg}$$

$$S: 40 \text{ Kg} \left(\frac{0.0063}{100} \right) = 0.00252 \text{ Kg}$$

$$Mo: 40 \text{ Kg} \left(\frac{0.035}{100} \right) = 0.014 \text{ Kg}$$

$$Cr: 40 \text{ Kg} \left(\frac{0.0212}{100} \right) = 0.00848 \text{ Kg}$$

$$Cu: 40 \text{ Kg} \left(\frac{0.0221}{100} \right) = 0.00884 \text{ Kg}$$

Chatarra de Hierro colado: 50 Kg

$$C: 50 \text{ Kg} \left(\frac{3.6}{100} \right) = 1.8 \text{ Kg}$$

$$Si: 50 \text{ Kg} \left(\frac{2.8}{100} \right) = 1.4 \text{ Kg}$$

$$Mn: 50 \text{ Kg} \left(\frac{0.4}{100} \right) = 0.2 \text{ Kg}$$

$$P: 50 \text{ Kg} \left(\frac{0.01}{100} \right) = 0.005 \text{ Kg}$$

$$S: 50 \text{ Kg} \left(\frac{0.02}{100} \right) = 0.01 \text{ Kg}$$

$$Mo: 50 \text{ Kg} \left(\frac{0.02}{100} \right) = 0.01 \text{ Kg}$$

$$Cr: 50 \text{ Kg} \left(\frac{0.03}{100} \right) = 0.015 \text{ Kg}$$

$$Cu: 50 \text{ Kg} \left(\frac{0.1}{100} \right) = 0.05 \text{ Kg}$$

3. Balance para Cu

$$0.414 = 0.00884 + 0.05 + Cu \left(\frac{100}{100} \right) \left(\frac{99}{100} \right)$$

$$0.414 - 0.0588 = 0.99 \text{ Kg Cu}$$

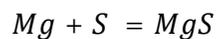
$$\frac{0.3552}{0.99} = 0.358 \text{ Kg Cu}$$

4. Balance para S

Porcentaje de S requerido = 0.011

$$0.011\% \left(\frac{30 \text{ Kg}}{100\%} \right) = 0.0033 \text{ Kg S} = 3.3 \text{ g de S}$$

Para neutralizar esos Kg de azufre en la olla de tratamiento:



Gramos de Mg que se agotan durante la reacción con el S:

$$3.3 \text{ g S} \times \frac{1 \text{ mol}}{32 \text{ g S}} \times \frac{1 \text{ mol Mg}}{1 \text{ mol S}} \times \frac{24.3 \text{ g Mg}}{1 \text{ mol Mg}} = 2.501 \text{ g de Mg}$$

Considerando que el Mg residual utilizado es de 0.04% y la capacidad de la olla de 30 Kg, se obtiene lo siguiente:

$$0.04\% \left(\frac{30 \text{ Kg}}{100\%} \right) = 0.012 \text{ Kg} = 12 \text{ g de Mg}$$

$$Mg \text{ total} = (12 + 2.501) \text{ g} = 14.501 \text{ g de Mg}$$

Cantidad de magnesio obtenido de la ferroaleación FeSiMg (45%Si, 6% Mg)

$$\%Mg \text{ residual} = 0.04$$

$$\%Mg \text{ en FeSiMg} = 6$$

$$\% \eta \text{ FeSiMg} = 50$$

$$Mg \text{ total} = 14.501 \text{ g}$$

$$14.501 \text{ g} \left(\frac{100\%}{6\%} \right) = 241.683 \text{ g FeSiMg}$$

Considerando la eficiencia del FeSiMg, se obtiene que la cantidad total de FeSiMg, fue:

$$FeSiMg \text{ total} = 362.529 \text{ gramos}$$

5. Balance para el Si

El porcentaje de Si en el FeSiMg es de 45%, por lo tanto:

$$362.529 \text{ g} \left(\frac{45\%}{100\%} \right) = 163.138 \text{ g Si}$$

En la olla de tratamiento, la cantidad de Si es:

$$0.1631 \text{ Kg} \left(\frac{100\%}{30 \text{ Kg}} \right) = 0.543\% \text{ Si}$$

Tomando en cuenta que el porcentaje de Si en la inoculación es de 0.15%. La cantidad que demanda el tratamiento es:

$$Si \text{ total} = (0.543 + 0.15)\% = 0.693\%$$

Si requiero 1.95% en la composición química, en el horno de inducción debe manejarse el siguiente porcentaje de Si:

$$\%Si = 1.95 - 0.693 = 1.257\%$$

Balance: Requerido = (Troquel de acero + hierro colado) gramos

$$1.704 \text{ Kg} = 0.012 + 1.4 + FeSi \left(\frac{98}{100} \right) \left(\frac{75}{100} \right)$$

$$1.704 - 1.412 = 0.292 \text{ Kg FeSi}$$

$$\frac{0.292}{1.704} = 0.171 \text{ Kg FeSi} = 171.36 \text{ g FeSi}$$