UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

"FABRICACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE UN BUJE DE HIERRO ADI"

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA

PRESENTA

ERIKA NAYELI HERNÁNDEZ ESCAMILLA

MÉXICO, D.F. 2011

Universidad Nacional Autónoma de México
UNAM
Biblioteca Central
Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

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: **Prof. Dr. BERNARDO FABIAN CAMPILLO ILLANES**

VOCAL: **Prof. Dr. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA**

SECRETARIO: **Prof. IQM. ARTURO ALEJANDRO SANCHEZ SANTIAGO**

1er. SUPLENTE: **Prof. IQM. BALBINA OJEDA RAMIREZ**

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

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

LABORATORIO DE FUNDICIÓN.
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA
FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO D., CIUDAD UNIVERSITARIA, UNAM.

ASESOR DEL TEMA:

DR. José Alejandro García Hinojosa

SUPERVISOR TÉCNICO:

M. en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo

SUSTENTANTE:

Erika Nayeli Hernández Escamilla

Gracias al **proyecto PAPIIT IT118411** con titulo *Estudio de la cinética de carburos no aleados y aleados en hierros nodulares con carburos*, dirigido por el Dr. José Alejandro García Hinojosa

Agradecimientos

Agradezco profundamente a la **Universidad Nacional Autónoma de México**, por permitirme gozar de su gran riqueza y brindarme una excelente formación integral de grandes principios éticos.

A la **Facultad de Química**, por aportarme el conocimiento necesario para ser un profesionista competente, darme excelentes herramientas para enfrentarme sin temor al ámbito laboral, permitirme vivir experiencias invaluables que me hicieron crecer personal y profesionalmente, enseñándome día a día que el compromiso, el criterio y los valores son cosas que siempre debo llevar a cabo.

A **todos los profesores del Departamento de Ingeniería Metalúrgica**, por contribuir a mi formación, motivarme, alentarme y despertar en mí un gran interés y amor por la metalurgia. Gracias por los grandes momentos de alegría.

Gracias por el gran apoyo, confianza, por cada palabra de aliento, por esa admirable actitud y por el gran conocimiento transmitido:
M. en I. Agustín Gerardo Ruíz Tamayo, IQM Arturo Sánchez Santiago, M. en C. Antonio Huerta Cerdán, Dr. Bernardo Campillo Illanes, IQM Candido Eusebio Atlatenco Tlapanco, Dr. José Alejandro García Hinojosa, IQM Juan Manuel de la Rosa, IQM Luis Villaverde Torres, M. en I. Octavio Acosta.

A **mis amigos IQM´s**: Gibran, Humberto, Alfredo, Diego A., Eudoxio, Arturo G., Ismael, Armando, Alejandra, Andrés M., Carlos Soto, David V., Morua, Victor A., Getzil, Giovanna., Cynthia O., Omar, Jorge Ibarra, Benjamín Ronquillo, Aldo Franco, Julio Ramos, Diego Reyes., y obvio a la Dra. Arano.

Dedicada a:

A toda la familia

A mis padres, lo más valioso que tengo, mi mayor inspiración y motivación. Gracias:

Leticia Escamilla Q. y Roberto Hernández P. Teresa Quintana M

A mis hermanas, las personas que más amo:

Andrea H., Liliana H. y Pamela H.

A mis abuelos, mis grandes tesoros:

Teresa Quintana M., Bernardo Escamilla V., Ma. Luisa Polo y Valentín Hernández.

A mis tíos:

Soledad Hernández, Nohemí Escamilla, Bernardo Escamilla, Luz Ma. Escamilla, Javier Escamilla, David Escamilla, Rosa Escamilla, Tomas Hernández, Julio Hernández, Alejandra Rosas, Oscar García.

A mi segunda familia:

Consuelo Arenas, Estelita, Rocio O. Franco, Silvia López, Mis Abejas.

GRACIAS POR HACERME INMENSAMENTE FELIZ

ÍNDICE **PÁGINA**

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1. RESUMEN 2

1.2. JUSTIFICACIÓN 3

1.3. OBJETIVO 4

CAPÍTULO 2. ANTECEDENTES

2.1. FUNDICIÓN 6

2.1.1. MANUFACTURA POR FUNDICIÓN 6

2.2. SOLIDIFICACIÓN 7

2.3. PROCESO DE OBTENCIÓN DE LAS FUNDICIONES FÉRREAS 8

2.4. CLASIFICACION DE LAS FUNDICIONES FÉRREAS 9

2.5. FUNDICIÓN DÚCTIL 12

2.5.1. CLASIFICACIÓN DE LOS HIERROS NODULARES 13

2.5.2. TRATAMIENTO DEL METAL LÍQUIDO 13

2.6. EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES 14

CAPÍTULO 3. HIERRO DÚCTIL AUSTEMPERIZADO

3.1. HIERRO DÚCTIL AUSTEMPERIZADO ADI 19

3.2. EVOLUCIÓN Y DESARROLLO DE LA INDUSTRIA DEL ADI 19

3.3. PROCESO DE OBTENCIÓNDEL ADI 22

3.3.1. ETAPA I. TRATAMIENTO TÉRMICO DE AUSTENIZACIÓN 23

3.3.2. ENFRIAMIENTO A LA TEMPERATURA T_A 23

3.3.3. ETAPA II. TRATAMIENTO ISOTÉRMICO DE AUSTEPERIZADO 24

3.4. FASES Y MICROESTRUCTURA 26

3.5. CLASIFICACIÓN DEL ADI Y PROPIEDADES MECÁNICAS 27

3.6. NUEVAS TÉCNICAS DE PROCESAMIENTO PARA UN ADI 28

3.7. MERCADO Y APLICACIONES DEL ADI 29

CAPÍTULO 4. DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1. DISEÑO DE LA PLACA MODELO, FUSIÓN Y COLADA 33
4.2. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL EN CONDICIONES DE COLADA 40
4.3. TRATAMIENTO TÉRMICO 41
4.4. CARACTERIZACIÓN DEL HIERRO NODULAR DESPUÉS DEL TRATAMIENTO TÉRMICO 43

CAPÍTULO 5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1. CALIDAD SUPERFICIAL DE LAS PIEZAS DE COLADA 46
5.2. COMPOSICIÓN QUÍMICA DE DE LOS BUJES DE HIERRO NODULAR 47
5.3. CARACTERIZACIÓN DEL GRAFITO EN LAS PIEZAS DE COLADA 48
5.4. CARACTERIZACIÓN DE LA MATRIZ EN LAS PIEZAS DE COLADA 51
5.5. CARACTERIZACIÓN DEL GRAFITO EN LAS PIEZAS DE HIERRO NODULAR CON TRATAMIENTO TÉRMICO DE AUSTEMPERIZADO 53
5.6. CARACTERIZACIÓN DE LA MATRIZ EN LAS PIEZAS CON TRATAMIENTO 56
5.7. MICROCONSTITUYENTE DEL HIERRO NODULAR AUSTEMPERIZADO 60
5.8. DUREZA Y MICRODUREZA 61
5.9. DISCUSIÓN DE RESULTADOS 62

CAPÍTULO 6

6.2. CONCLUSIONES 70

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS 71
ANEXO 1 75
ANEXO 2 78
ANEXO 3 81

CAPÍTULO 1
INTRODUCCIÓN

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1. RESUMEN

Desde las últimas décadas del siglo pasado se han realizado investigaciones enfocadas a los fundiciones férreas, planteándose como principal objetivo mejorar las propiedades mecánicas de las fundiciones tradicionales, alterando su microestructura mediante tratamientos térmicos, llevando esto al desarrollo y comercialización de un nuevo material, los hierros ADI.

El ADI (Por sus siglas en inglés Austempered Ductile Iron) representa una de las últimas etapas de evolución de las fundiciones nodulares convencionales. Esta evolución está asociada a la microestructura que se genera durante el tratamiento isotérmico de austemperizado. La microestructura principal de ADI es grafito esferoidal embebido en una matriz de ausferrita, esta última es una mezcla de ferrita acicular y austenita de alto contenido de carbono. Como resultado de dicha microestructura, estos materiales presentan un amplio rango de propiedades mecánicas entre las que resaltan mejoras en la resistencia a la tensión y a la cedencia, dureza, tenacidad y resistencia al desgaste. Estas propiedades los hacen competitivos frente a componentes fabricados de acero forjado y aleaciones de aluminio, a un precio que es típicamente 20% inferior al del acero, sin sacrificar su desempeño.

Los sectores del mercado del hierro dúctil austemperizado (ADI) abarca componentes para la industria agrícola, automotriz (vehículos pesados y ligeros), minera, ferroviaria, de transporte y construcción. Las tendencias actuales del mercado del ADI indican una elevada demanda de estos materiales. Dentro de los principales productores se encuentra Livonia y Oshkosh en Norte América, Dandenong en Australia y Birmingham en el Reino Unido.

México aún no tiene una participación significativa en la producción de este material, es por ello que el país debe revertir el modelo industrial y buscar competitividad, para ello, requiere fortalecer al sector manufacturero, estímulos o mecanismos que resurjan a la industria manufacturera.

1.2. JUSTIFICACIÓN

La calidad metalúrgica de las piezas juega un papel muy importante en el desempeño de estas durante su uso, debido a que afecta directamente a las propiedades mecánicas del material. Es por ello que se debe analizar detenidamente el efecto de las variables cítricas del proceso de manufactura.

El sector manufacturero demanda un gran número de piezas de fundición gris y nodular fabricadas por moldeo en verde, las propiedades mecánicas y los costos son dos factores importantes en la producción de una pieza. Recientemente se han realizado investigaciones para incrementar algunos valores de propiedades mecánicas en piezas que demanden principalmente resistencia a la tensión y al desgaste, llamando la atención los resultados de la evolución microestructural de las fundiciones nodulares con tratamientos isotérmico de austemperizado, con costos de producción similares a los del hierro nodular y aceros.

El presente trabajo tiene como objetivo obtener una pieza de fundición nodular austemperizada con buena calidad metalúrgica. Para ello se diseño una placa modelo con las tolerancias adecuadas del sistema de alimentación y colada. Se controlaran variables como humedad en la arena durante la fabricación de los moldes, composición química del fundición nodular base, temperatura de colada y velocidad de enfriamiento. Al aplicar el tratamiento isotérmico a la pieza de hierro nodular, éste debe ser adecuado para obtener una matriz ausferrítica homogénea a través de la pieza, para ello se debe controlar condiciones de tiempo y temperatura de austenización y tiempo y temperatura durante la etapa isotérmica.

1.3. OBJETIVO

Fabricar una pieza prototipo de fundición nodular con calidad metalúrgica adecuada (matriz y grafito), partiendo para ello del diseño de una placa modelo. Ésta será sometida a un tratamiento isotérmico de austemperizado. Finalmente será caracterizada microestructuralmente (antes y después del tratamiento), así mismo, será evaluada la dureza y microdureza del material final (ADI). De acuerdo a esto será clasificada en las normas estandarizadas por la ASTM

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

CAPÍTULO 2. ANTECEDENTES

En este capítulo se hace una descripción general de los aspectos fundamentales del proceso de fusión y solidificación de las fundiciones férreas. Haciendo énfasis principalmente a las fundiciones nodulares, se describe su procesamiento, propiedades y características microestructurales.

2.1. Fundición

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

2.1.1. Manufactura por Fundición

Este proceso parte del acondicionamiento de la materia prima, en donde ésta se precalienta con el objetivo de eliminar la humedad, una vez que se tiene la secuencia de carga, se introduce el metal sólido en el horno hasta que esta alcanza una temperatura de fusión, finalmente el metal es vaciado ó colado en moldes que contienen la forma de la pieza a deseada.

De manera general el proceso de fundición se puede clasificase según el tipo de metal fabricado:

- Fundiciones ferrosas
- Fundiciones no ferrosas

Una clasificación importante en el proceso de fundición es en función del molde, el cuales puede ser:

- Permanente (metálico)
- No permanente (compuestos de material refractario tal como arenas, aglomerantes y otros aditivos).

Los hornos que se usan para fundir metales y sus aleaciones se pueden clasificar de la siguiente manera:

- Hornos en los cuales la carga metálica se encuentra en contacto íntimo con el combustible y los productos de combustión. El horno es el de cubilote.
- Hornos en los que la carga está aislada del combustible pero en contacto con los productos de la combustión. Este tipo de hornos es el horno de reverbero.
- Hornos en que la carga se encuentra aislada tanto del combustible como de los productos de la combustión. El horno de crisol que puede calentarse ya sea por coque, gas o petróleo.
- Hornos eléctricos. Pueden ser arco eléctrico, de inducción o de resistencia

Una cuarta clasificación puede basarse en el tipo de mecanismo que se utiliza para llenar el molde [1]. Sistema de clasificación de los procesos de fundición según el tipo de molde y mecanismo para llenarlo:

- Colada en Molde de Arena (Sand Casting ó SC)
- Colada en molde permanente o Gravity Casting (PM)
- Colada a presión (DC)
- Modelo perdido (Lost foam)
- Cera perdida

2.2. Solidificación

La microestructura resultante de la solidificación de metales y aleaciones controla las propiedades y calidad del producto obtenido al final de la solidificación. Es por ello la importancia de conocer los factores implicados en la transformación desde líquido hasta sólido bajo los cuales se producirá una microestructura que de las propiedades deseadas al producto final.

La solidificación es una transformación de fase de líquido a sólido, se realiza en dos etapas, nucleación y crecimiento. La nucleación indica la formación de pequeños cristales en el metal fundido, este proceso inicia con la formación de un embrión (partícula diminuta de sólido que se forma en el liquido cuando se agrupan los átomos) el cual es inestable y puede crecer y formar un núcleo estable o -

redisolverse, lo cual es función del tamaño del radio crítico del núcleo. Con frecuencia se requiere un cierto grado de subenfriamiento (es decir que la temperatura se encuentre por debajo de la que la termodinámica indica para el inicio espontáneo de la cristalización) ya que es necesario que un cierto número de átomos forme un núcleo de tamaño crítico que pueda crecer formando un cristal. El subenfriamiento depende de la velocidad de enfriamiento y puede disminuirse inoculando el líquido con partículas de otros materiales que provean superficies para que pueda crecer el núcleo.

La nucleación puede ser homogénea o heterogénea, la primera se presenta cuando el subenfriamiento es lo suficientemente grande como para causar la formación de un núcleo estable, la segunda se lleva a cabo cuando existen impurezas en contacto con el liquido ya sea que estén suspendidas en el o en las paredes del recipiente que lo contiene, proporcionan una superficie a partir de la cual se forman los núcleos. Se requiere un subenfriamiento mucho menor para alcanzar el tamaño crítico y la nucleación se lleve a cabo con más facilidad [2].

2.3. Proceso de obtención de las fundiciones férreas

El proceso de fusión de las fundiciones férreas se da generalmente en moldes de arena (sand casting) debido a que es el más económico de todos, como se sabe el rango de temperatura de estas aleaciones ferrosas es 1300-1450°C, por ello se requiere de un molde con cierta permeabilidad de alto punto de fusión como lo es la sílice. Los principales componentes para este tipo de molde y en los cuales se debe tener un control son: la arcilla, aglomerante (bentonita) y agua (humedad).

La fusión se lleva a cabo en hornos de cubilote o de inducción, en el primer caso la carga metálica se encuentra en contacto intimo con el combustible (coque) debido a ello posee una eficiencia de fusión alta, sin embargo el metal contiene gran cantidad de impurezas e inclusiones. En el segundo caso, la carga se coloca en un crisol, alrededor del cual se encuentran bobinas, dicha carga se funde debido al paso del campo electromagnético sobre ella, comportándose como una resistencia, alcanzando su punto de fusión, el resultado es una fundición de alta calidad debido a que no se usan combustibles en ningún estado.

En las fundiciones férreas la inoculación es un tratamiento del metal líquido. Consiste en adicionar un agente inoculante, que permite crear sitios de nucleación dentro del metal fundido, haciendo que la solidificación ocurra con subenfriamientos menores, disminuyendo la formación de carburos y favoreciendo la precipitación de grafito libre [3]. Los agentes inoculantes más comúnmente utilizados son aleaciones de FeSi, los cuales presentan algunas variaciones en su composición química, especialmente en los elementos que actúan como formadores de los sitios de nucleación, tales como el Bario, Calcio, Aluminio, Estroncio, Manganeso, Zirconio, Titanio, y elementos de tierras raras tales como el Lantano y el Cerio [4]. Este tratamiento se le da al metal líquido para controlar y mejorar la microestructura y por ende las propiedades mecánicas.

Durante la solidificación de las fundiciones se presentan fenómenos que son origen de defectos que influyen en las propiedades mecánicas del material, siendo el fenómeno más importante la contracción del metal liquido al solidificar. Para obtener una pieza libre de defectos, es decir “sana”, se debe diseñar la pieza, sistema de alimentación y colada con tolerancias adecuadas, tomando como principal criterio la tolerancia por contracción, ángulo de salida y tolerancia por acabado.

2.4. Clasificación de las fundiciones férreas

Las fundiciones férreas son aleaciones en donde los componentes base son el hierro y el carbono. En pequeñas cantidades pero con gran efecto sobre la microestructura se encuentra presentes el Si, Mn, S, P. Existe una amplia clasificación de estos, la cual se da con base a la forma de grafito y fases presentes en la microestructura, lo anterior está en función principalmente de la composición química, velocidad de enfriamiento [5].

En la figura 2.1 se aprecia el diagrama metestable, Fe-Fe_3C, este diagrama presenta las tres transformaciones del sistema, la primer transformación se da a la temperatura de 1493°C y se denomina peritéctica ($L_1+S_1\rightarrow S_2$), la segunda transformación se lleva a cabo a los 1147°C, transformación eutéctica ($L_1\rightarrow S_1+S_2$),-

la tercera y última transformación es la eutectoide ($S_1 \rightarrow S_2 + S_3$), esta última lleva a cabo a una temperatura de 727°C.

A partir del diagrama de la figura 2.1, se genera la clasificación de las aleaciones ferrosas con respecto a la composición química del carbono, la cual se divide en 2, las cuales son:

- Aceros. Los aceros muestran un contenido de 0.02 hasta 2 % en peso de carbono.
- Fundiciones. Estas aleaciones pueden contener de 2 hasta 6.70% en peso de carbono (teóricamente).

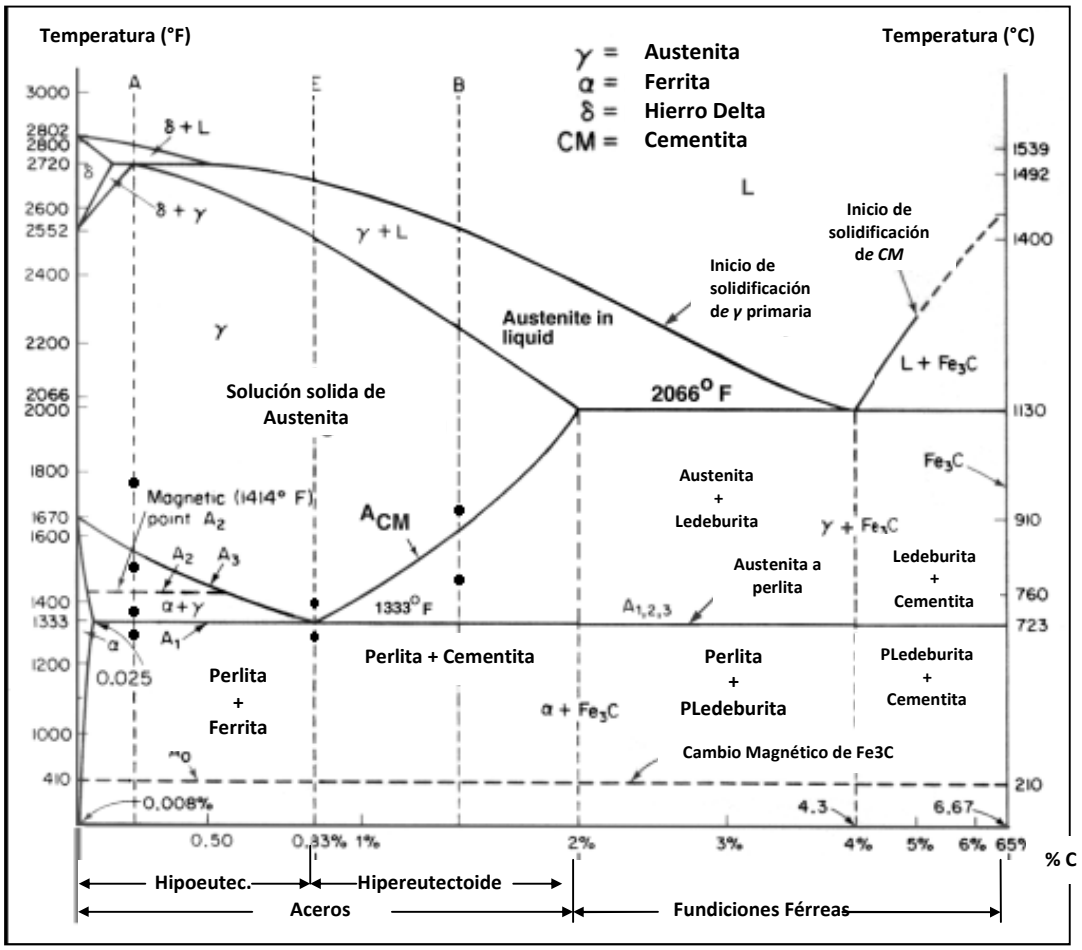


Figura 2.1. Diagrama metaestable Hierro-Fe_3C

En cuanto respecta a las fundiciones férreas estas se pueden clasificar de la siguiente manera:

- **Fundición blanca**
- Fundición blanca + Tratamiento térmico (T.T.) → **Hierro Maleable**
- **Fundición gris**
- **Fundición vermicular**
- **Fundición dúctil**
- Fundición dúctil sin elementos antigrafitizantes + T.T. →**ADI**
- Fundición dúctil con elementos antigrafitizantes +T.T. →**CADI**[1]

Existe una gran diferencia microestructural entre ellos, la principal es la forma en cómo precipita el carbono libre (grafito), presencia o ausencia de carbono combinado (cementita), así como también la cantidad y distribución de las fases que lo acompañan. La tabla 2.1 muestra los intervalos de composición química de las principales fundiciones férreas.

Tabla 2.1. Rangos de la composición química de las fundiciones férreas [6].

	% C	% Si	% Mn	% S	%P
Fundición gris	2.5 – 4.0	1.0 – 3.0	0.25 – 1.0	0.02 – 0.25	0.05 – 1.0
Fundición blanca	1.8 – 3.6	0.5 – 1.9	0.25 – 0.80	0.06 – 0.20	0.06 – 0.18
Fundición maleable	2.0 – 2.6	1.1 – 1.6	0.20 – 1.00	0.04 – 0.18	0.18 máx.
Fundición dúctil	3.0 – 4.0	1.8 – 2.8	0.10 – 1.00	0.03 máx.	0.10 máx.

2.4.1. Fundición Blanca

La fundición blanca deriva su nombre por la superficie y color de la fractura la cual es blanca. Las fases presentes en esta fundición ferrita y cementita, a temperatura ambiente se pueden presentar como microconstituyentes perlita y ledeburita transformada, lo que le brinda una alta dureza, y la hace resistente a la-

[1] CADI (Por sus siglas en inglés Carbidic Austempered Ductile Iron), La microestructura principal de CADI es grafito esferoidal y cierta cantidad de carburos embebidos en una matriz de ausferrita, esta última es una mezcla de ferrita acicular y austenita de alto contenido de carbono.

abrasión pero también muy frágil. Para lograr una fundición blanca se deben tener altas velocidades de enfriamiento ó bajo contenido de silicio.

2.4.2. Fundición Gris

Esta fundición es la más común, a diferencia de la fundición blanca el carbono se encuentra combinado en la matriz y en hojuelas de grafito. Contienen aproximadamente de 2.4% a 4% en peso de C y de 1 a 3% en peso de Si. La microestructura de la matriz depende de la velocidad de enfriamiento y la composición química. La matriz puede ser ferrítica, perlítica ó una combinación de las dos. La desventaja de este tipo de fundición férrea es que no es tenaz debido a la morfología de las hojuelas de grafito, las cuales actúan como concentradoras de esfuerzos. Su dureza alcanza entre 180 y 253 BHN siempre y cuando la matriz sea perlítica. En la industria es la fundición más usada, ya que durante la solidificación la formación de grafito hace que el porcentaje de rechupe sea menor que en los acero. Se maquina con mayor facilidad que las fundiciones blancas y el costo de producción es bajo.

2.5 Fundición Dúctil

En este tipo de fundición el grafito está presente como esferoides, para lograr la formación de hierro nodular o dúctil se deben tomar en cuenta tres factores: potencial de nucleación del líquido, composición química del líquido, y velocidad de enfriamiento. Las dos primeras determinan el potencial de grafitización y para controlarla se utilizan inoculantes y grafitizantes. El magnesio adicionado como Fe-Si-Mg se utiliza como esferoidizante, éste hace posible la formación de esferoides de grafito.

La fundición nodular o dúctil presenta excelentes propiedades como resistencia a la tensión y cedencia, buenas cualidades de maquinado y mayor tenacidad que los hierros grises. La cantidad de ferrita en la matriz de la pieza depende de la composición y rapidez de enfriamiento. Las fundiciones nodulares con una matriz igual o mayor al 90% de ferrita se conocen como fundiciones dúctiles ferríticas. Esta estructura proporciona, mayor ductilidad, tenacidad y maquinabilidad.

La dureza de la fundición nodular o dúctil está directamente relacionada con la microestructura presente en la matriz. Si se compara la dureza Brinell del hierro dúctil medida en la matriz con respecto a la misma pero incluyendo al grafito esferoidal, tiene una diferencia pequeña por lo que el grafito no reduce-dramáticamente la dureza de la fundición. Sin embargo para un hierro dúctil con matriz perlítica la dureza es de entre 216 y 271 BNH, mientras que para un ferrítico es de entre 149 y 187 BNH, lo que indica que la matriz tiene un fuerte efecto sobre las propiedades mecánicas. Para hierros dúctiles la resistencia de cedencia es de entre 265 y 620 MPa.

2.5.1. Tratamiento del metal líquido

Para la obtención de una fundición dúctil se tienen que llevar a cabo tratamientos al metal líquido como son la inoculación, nodularización y post inoculación.

La inoculación se considera como una nucleación heterogénea, es decir, el proceso de agregar núcleos con el fin de producir una solidificación eutéctica, precipitando grafito con un mínimo de subenfriamiento. La principal razón por la cual es inoculada una fundición férrea es para controlar el subenfriamiento de zonas de piezas que solidifican con alta velocidad. En el caso de la fundición dúctil la inoculación tiene como principal objetivo obtener una alta densidad de esferoides.

La nodulización consiste en agregar magnesio, aleaciones de magnesio y algunas veces elementos de la familia de tierras raras (cerio) al metal líquido de manera que el carbono libre precipitado se encuentre como grafito en forma de esferoides (nódulos). Uno de los métodos más comunes para llevar a cabo este tratamiento es el “método sándwich”, el cual consiste en colocar el agente nodulizante (Fe-Si-Mg) en un pequeño desnivel al fondo de la olla de tratamiento, por ultimo éste nodulizante es recubierto con rebaba de acero [7].

2.5.2. Clasificación de los hierros dúctiles

Existen diferentes clases de hierros nodulares, dichas clases se distinguen por su composición química y propiedades mecánicas; en la tabla 2.2.a se muestran las composiciones más comunes de los hierros nodulares y en la 2.2.b se muestran las propiedades mecánicas. Ambas están definidas por la norma ASTM[2] 536.

Tabla 2.2. a. Composición química nominal de las clases de los hierros dúctiles.

CLASE	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Cu
60 - 40 -18	3.50-3.90	2.20-3.00	0.3 máx.	0.5 máx.	0.015 máx.	0.06 máx.	-----
65 - 45 -12	3.50-3.90	2.50-2.80	0.4 máx.	0.05 máx.	0.015 máx.	0.10 máx.	-----
80 - 55 -06	3.50-3.90	2.20-2.70	0.2-0.5	0.05 máx.	0.015 máx.	0.10 máx.	0.2-0.4
100 - 70 -03	3.50-3.80	2.20-2.70	0.6 máx.	0.05 máx.	0.015 máx.	0.10 máx.	0.2-0.5
120 - 90 -02	3.50-3.80	2.20-2.70	0.6 máx.	0.05 máx.	0.015 máx.	0.10 máx.	0.2-0.5

Tabla 2.2. b. Propiedades mecánicas de cada una de las clases de los hierros dúctiles

CLASE	Dureza (HB)	$\sigma_{Tension}$ MPa	$\sigma_{Tension}$ Ksi	$\sigma_{Cedencia}$ MPa	$\sigma_{Cedencia}$ Ksi	Elongaciór	Modulo Young (GPa)
60 - 40 -18	167	414	60	276	40	18	169
65 - 45 -12	167	448	65	310	45	12	168
80 - 55 -06	192	552	80	379	55	6	168
100 - 70 -03	------	689	100	483	70	3	-------
120 - 90 -02	331	827	120	621	90	2	164

2.6. Efecto de los elementos de aleación

En las fundiciones esferoidales, además los elementos base Fe-C-Si y el Mn que siempre se encuentra presente, se pueden agregar elementos aleantes tales como el Cu, Ni, Cr, y Mo. Los aleantes son generalmente adicionados con la finalidad de mejorar las propiedades mecánicas o la resistencia a la corrosión, para mejorar la grafitización ó para controlar la microestructura de colada.

Algunos de estos elementos son estabilizadores de la austenita (manganeso y níquel), otros son estabilizadores de la ferrita (silicio, cromo y niobio) y algunos son fuertes formadores de carburos (titanio, niobio, molibdeno, manganeso y cromo).

[2] American Society for Testing and Materials

La figura 2.2 muestra comparativamente el efecto grafitizante y el efecto de blanqueo de algunos elementos sobre los hierros colados.

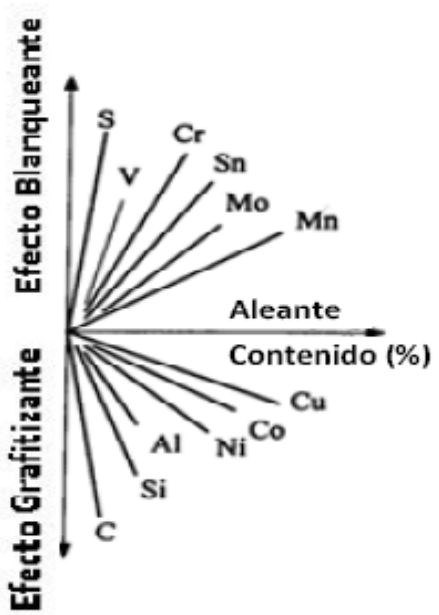


Figura 2.2. Efecto de los elementos de aleación sobre la grafitización y el poder de blanqueo en un hierro colado.

Carbono

El carbono es muy importante ya que tiene un gran efecto en las propiedades mecánicas de las fundiciones férreas, el carbono puede existir como carbono libre conocido como carbono grafito, éste es muy suave y poco tenaz, aparece en forma de hojuelas, vermiculos y esferoides. Puede aparecer como carbono combinado, conocido como cementita la cual es muy dura.

El carbono tiene efecto en la fluidez y de las características de la contracción del metal fundido y debido que durante la solidificación no entra en solución pero si en suspensión, se reduce la fluidez.

Silicio

Se considera como un agente grafitizador, promueve la formación de una estructura ferrítica, además disminuye el tamaño de las celdas eutécticas y como resultado se obtiene una disminución de formación de carburos el cual dependerá del tiempo de residencia y de una efectiva inoculación. Junto con el carbono determina el carbón equivalente así como las formas o estructuras del grafito. Este elemento modifica la línea y puntos críticos del diagrama binario Fe-C, separando las curvas del eutéctico estable y metaestable (figura 2.3).

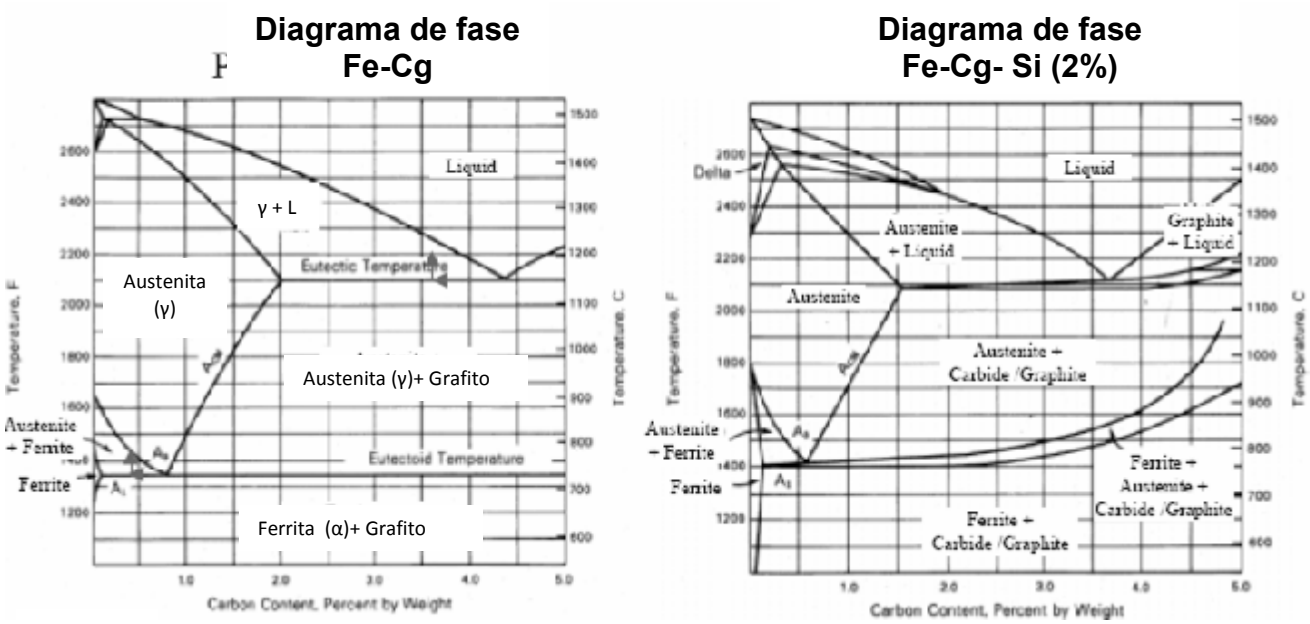


Figura 2.3. Efecto del silicio sobre las transformaciones eutécticas y eutectoide

Manganeso

Es un estabilizador y refinador de la perlita, reduce la ductilidad y la maquinabilidad. La influencia del manganeso sobre la estructura de la matriz es evidente. De manera que a un bajo contenido de Mn la matriz será ferrítica y si el contenido es alto la matriz será perlítica.

Molibdeno

El Molibdeno es un elemento formador de carburos, 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.

Cromo

El cromo (Cr) es un elemento promotor de carburos y estabilizador de la perlita. El Cr 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 y bordes duros. Al igual que el manganeso y molibdeno, este segrega en los límites de las celdas, como ya se menciono, promueve la formación de carburos, también aleaciones de cromo estabilizan los carburos en el eutectoide.

Cobre y Níquel

Disminuyen la tendencia a formar carburos en las piezas. Dado que son leves grafitizantes, a menudo son sustituidos por algunos elementos como el Si en el hierro dúctil. Los efectos del cobre y níquel parecen ser benéficos en un sentido de abatimiento de la cantidad de carburos.

Vanadio

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

CAPÍTULO 3
HIERRO DÚCTIL AUSTEMPERIZADO, ADI

CAPÍTULO 3. HIERRO DÚCTIL AUSTEMPERIZADO, ADI

En este capítulo se presenta un enfoque de la evolución y desarrollo los hierros ADI, se muestra información y resultados importantes de investigaciones que han llevado a cambios y avances en el desempeño de este material, así mismo se muestra la importancia del ADI como respuesta a las demandas y exigencias de componentes industriales.

3.1. Hierro Dúctil Austemperizado ADI

El ADI (Por sus siglas en inglés Austempered Ductile Iron) es uno de los más recientes miembros de la familia de las fundiciones férreas. Se trata de un hierro dúctil, el cual es sometido a un tratamiento isotérmico denominado Austemperizado. La microestructura de este material está constituida por grafito esferoidal en una matriz de ausferrita, esta última es una mezcla de ferrita acicular y austenita estable de alto contenido de carbono.

3.2. Evolución de la industria de la fundición ADI

- El austemperizado fue desarrollado por primera vez a principios de 1930 como resultado del trabajo que Edgar C. Bain y Edmund S. Davenport, estaban llevando a cabo en la transformación isotérmica de acero.

- En 1948, la invención de hierro dúctil fue anunciada conjuntamente por el British Cast Iron Research Association (BCIRA) y la International Nickel Company (INCO).

- En la década de 1950, tanto el hierro dúctil como el proceso de austemperizado se habían desarrollado conjuntamente. Sin embargo, la tecnología para producir el ADI a escala industrial había quedado a la zaga.

- El proceso de austemperizado fue comercialmente aplicado por primera vez al hierro dúctil en 1972, siendo la primera producción comercial del ADI un pequeño cigüeñal hecho por Wagner Castings en 1972 (Figura 3.1). Hasta ese momento el austemperizado se mantuvo a escala relativamente pequeña hasta que se avanzó en la tecnología de proceso para permitir un mayor volumen de producción [8]. El mercado del ADI había comenzado a acelerar a principios de los años de 1970.

- En América del Norte, en 1977 el Hierro Dúctil Austemperizado logró un importante avance, cuando General Motors remplazo el acero forjado por ADI en la fabricación del engranaje y el piñón para 4000 autos Pontiac. Dicha decisión se produjo después de nueve años de trabajo de desarrollo y seis años de pruebas de campo.

- En 1983 Cummins Engine, comenzó a utilizar engranajes de ADI (figura 3.2), fabricados por AGMA (American Gear Manufacturers Association) para motores diesel de la serie B y C. La producción anual de estos engranajes supera los 30 000 y el ahorro de costes se estiman en un 30% en comparación con el acero 1022 forjado utilizado anteriormente [9].

- En la década de 1990´s, se publicaron las normas ASTM A897-90 y ASTM A897M-90 para la fundición de hierro dúctil austemperizado en los EE.UU. Así mismo fue introducido el término ausferrita para describir la matriz de la microestructura del ADI [10].

- Se estima que el nivel de producción mundial en 1998 fue de 100 000 toneladas.

- En el año 2003, la producción mundial de ADI alcanzo el valor de 220 mil toneladas [11].

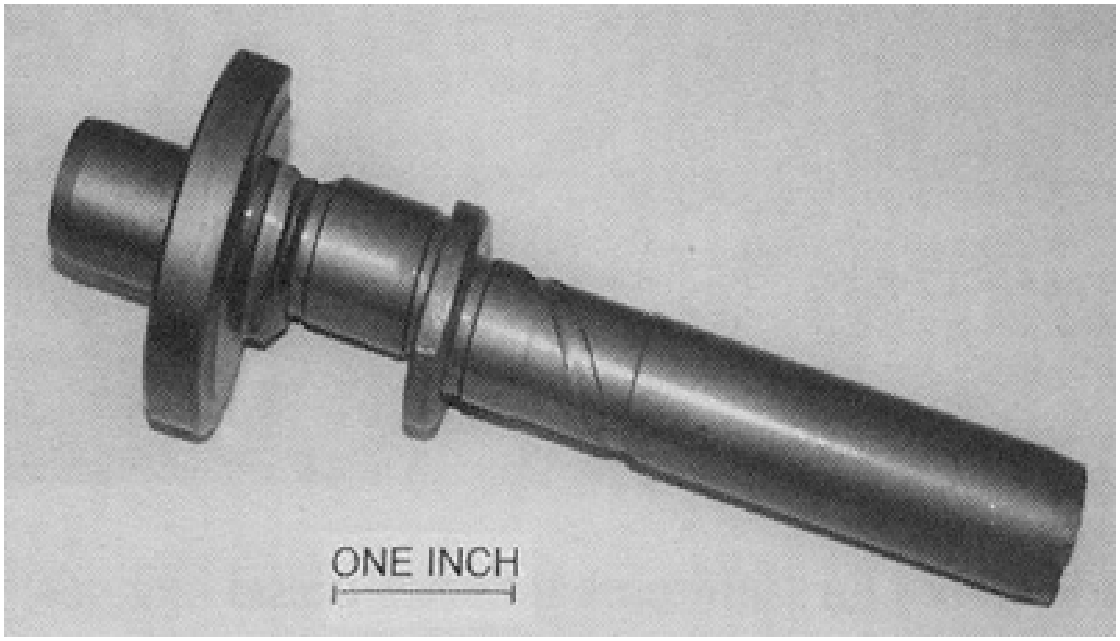


Figura 3.1. ADI cigüeñal de un compresor. Courtesy: *Courtesy of Wagner Castings and Tecumsen Products*

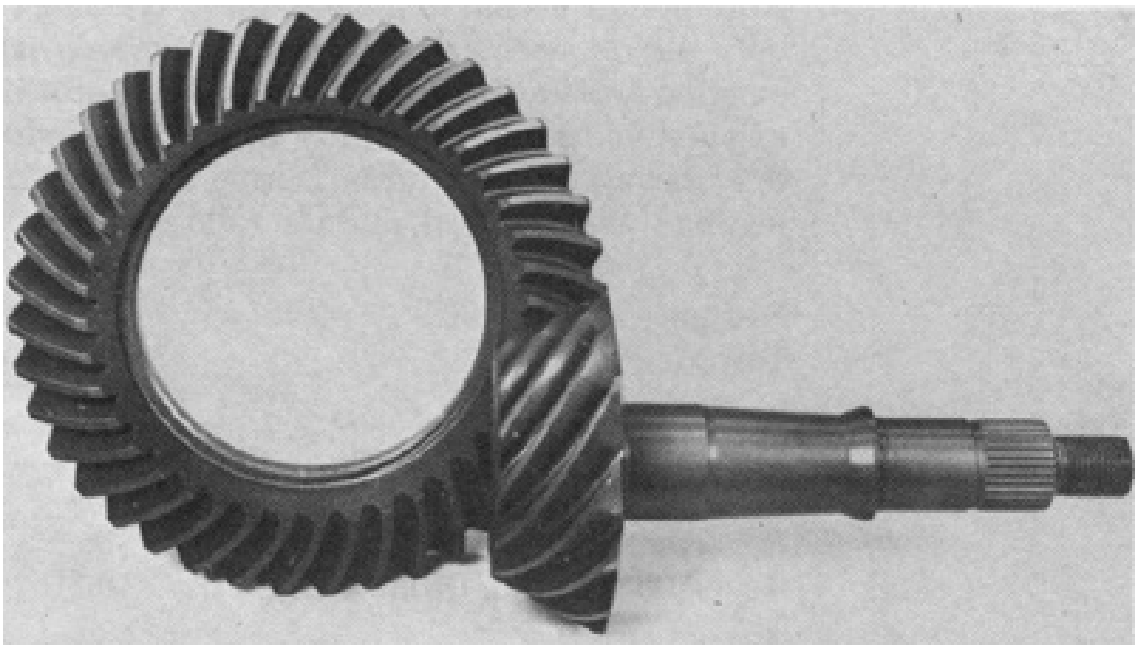


Figura 3.2. Engranajes axiales de ADI, antes fabricado de acero forjado. *Courtesy: General Motors Corp. Central Foundry Div. Saginaw, Michigan, USA*

3.3. Proceso de obtención del ADI

Para la obtención del ADI se deben controlar ciertas variables que impacten en la calidad metalúrgica ésta fundición como lo son: composición química del hierro base, calidad metalúrgica del hierro base (microestructura de la matriz, tamaño de nódulo, nodularidad, densidad de esferoides o nódulos, etc.) temperatura y tiempo de austenización durante la austenización, temperatura y tiempo de tratamiento isotérmico de austemperizado.

Hay cuatro puntos importantes a considerar respecto a la selección del metal base para la obtención del ADI:

- El hierro nodular base debe tener una buena calidad metalúrgica
- El hierro nodular debe ser lo suficientemente aleado para evitar la transformación perlítica, pero no más de lo permisible para evitar la restricción de la transformación bainítica.
- La microestructura debe estar libre de carburos
- La tendencia a la segregación química debe ser mínima

En cuanto a la calidad metalúrgica del hierro base es recomendable que el éste (hierro dúctil) cumpla con los siguientes parámetros microestructurales: 80% de Nodularidad, densidad de Nódulos: 100/mm^2 mínimo [9]. Esencialmente libre de carburos, inclusiones y porosidad.

En términos generales el proceso de obtención de un hierro dúctil austemperizado incluye los siguientes pasos [12]:

1. Calentamiento a la temperatura de austenización } **ETAPA I**
2. Permanencia a temperatura de austenización } **ETAPA I**
3. Enfriamiento a la temperatura transformación ausferrítica
4. Tratamiento isotérmico de austemperizado (permanencia a T_A[3])-**ETAPA II**
5. Enfriamiento a temperatura ambiente

[3] T_A= Temperatura de austemperizado

3.3.1. ETAPA I. Tratamiento Térmico de Austenización

El objetivo de la austenización es producir una matriz totalmente austenítica con un contenido de carbono lo más uniforme posible antes de su tratamiento isotérmico. Este proceso involucra un cambio de fase, saturación de la austenita con carbono y crecimiento de grano. El rango de la temperatura de austenización es 875°C-927 ºC (figura 3.4), la elección de esta temperatura está en función de la composición química del hierro dúctil, la elección del tiempo está en función de las dimensiones de la pieza.

Es preferible austemperizar hierros dúctiles con matriz perlítica, pues proporcionan el C necesario durante la austenización. En dicho proceso la cementita eutectoide y el grafito son la fuente de C. Si esta fuente de carbono se agota (por ejemplo, en una fundición con matriz ferrítica) el proceso se lleva a cabo como consecuencia de la disolución de precipitados de grafito [13]. Por tanto la principal problemática que se genera durante esta etapa es que los nódulos de grafito cambien su forma y se degraden tal como se muestra en la Figura 3.3.

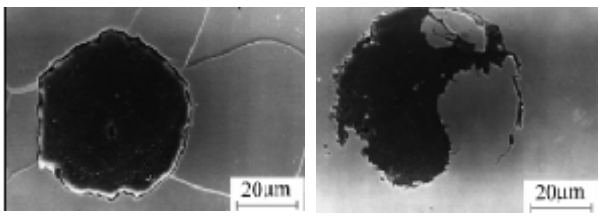


Figura 3.3. Degradación del grafito con el tiempo de austenización [13].

Una vez que la pieza se sometió al proceso de austenización y este logro difundir a la austenita el carbono suficiente se puede llevar a cabo el austemperizado del material.

3.3.2. Enfriamiento a la temperatura transformación ausferrítica

Otro punto importante en este tratamiento es el enfriamiento a la temperatura transformación ausferrítica. Es muy importante que el enfriamiento que va de la temperatura de austenización a la temperatura del austemperizado se complete con la suficiente rapidez para evitar la formación de perlita, constituyente que es indeseable en un ADI [10].

3.3.2. ETAPA II. Tratamiento Isotérmico de Austemperizado

La elección del tiempo y temperatura de austemperizado depende de las propiedades mecánicas deseadas. Los rangos de temperatura típica utilizados son de 250 a 450° C, por un tiempo de 2 a 4 horas y un posterior enfriamiento en aire [15], en la figura 3.4 se aprecian con mayor claridad los rangos de temperatura.

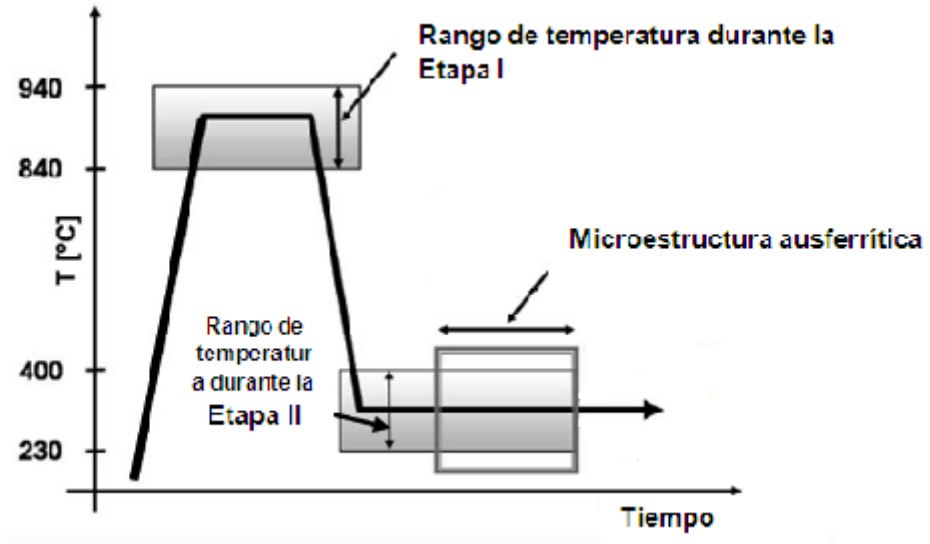


Figura 3.4. Esquema de las etapas del proceso para la obtención de un ADI

La transformación durante el austemperizado se puede describir mediante las siguientes reacciones:

$$\text{Reacción I: } \gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{HC}$$ [4]

$$\text{Reacción II: } \alpha + \gamma_{HC} \rightarrow \alpha + Fe_3C$$

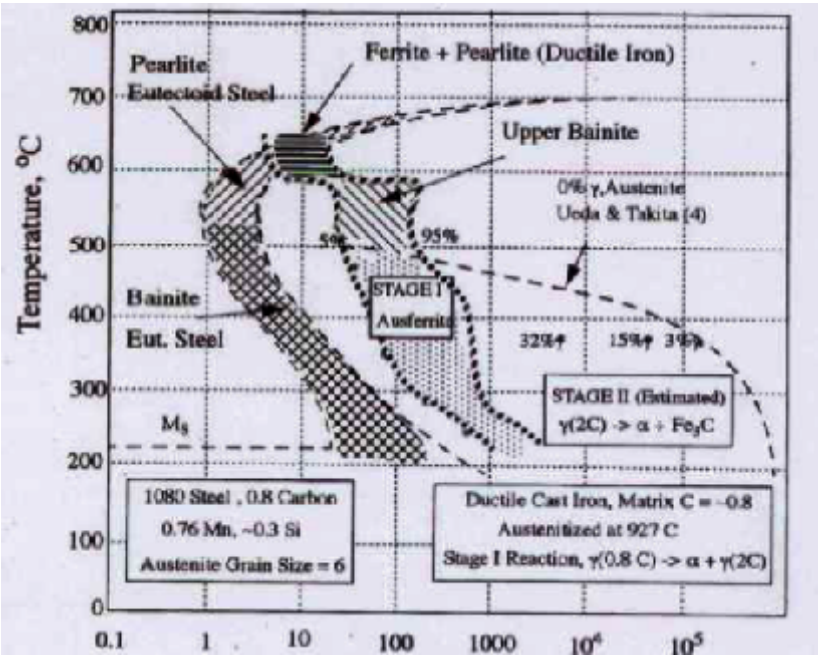
De acuerdo a la norma ASTM 644-96, al producto de la reacción 1 se le conoce como “ausferrita”, mezcla de ferrita acicular α y austenita de alto carbono. A un momento determinado de la permanencia a la temperatura de tratamiento estas fases se transforman en ferrita y carburos precipitados (reacción 2). La reacción 2 se ve retrasada por el alto contenido en silicio de las fundiciones y es por esta razón que es posible obtener hierros ausferríticos, los cuales presentan una buena combinación de resistencia mecánica, ductilidad, tenacidad y resistencia a la fatiga.

[4] γ_{HC}, austenita de alto contenido de carbono

El desarrollo de la reacción 2 trae consigo un drástico descenso en la ductilidad y tenacidad: generalmente se busca que el tratamiento térmico permita llevar a cabo la reacción 1 en toda la celda eutéctica y que el desarrollo de la reacción 2 sea mínimo.

Esta transformación isotérmica da como resultado una transformación uniforme de la estructura en toda la pieza. La morfología de las fases que conforman la ausferrita, es determinada por el número, forma y tamaño de las placas de ferrita formadas inicialmente en la primera etapa de la reacción de Austemperizado. La velocidad de formación de la ferrita acicular durante la reacción I es alterada por las variables químicas, térmicas o mecánicas durante el proceso [16].

A partir del diagrama TTT de un hierro dúctil (figura 3.5) podemos ver que la austenita puede transformarse tanto en perlita como en, ausferrita y bainita. Austemperizado debajo de 500°C y con una velocidad de enfriamiento lo suficientemente rápida se tiene la formación de ausferrita [17]. La clave para lograr una u otra es la cuidadosa elección de temperaturas de austemperizado así como los respectivos tiempos de permanencia en cada proceso, a esto se le llama trabajar dentro de la ventana de proceso [15].



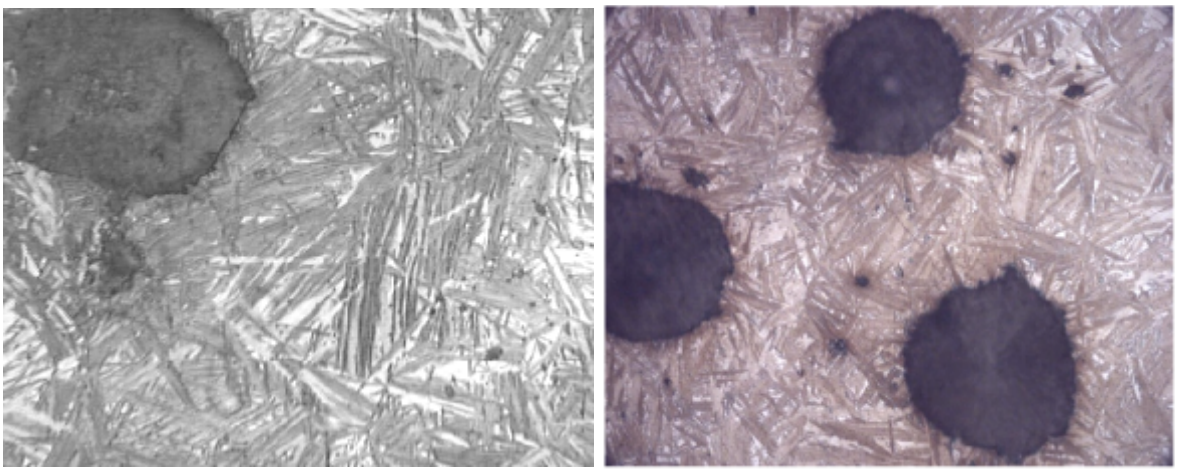
Tiempo (segundos)

Figura 3.5. Diagrama TTT de un hierro nodular 3.5 %C y 2.2% Si [17].

3.7. Fases y Microestructura del ADI

La figura 3.6 muestra la microestructura de un ADI obtenido a bajas temperaturas (alrededor de 300°C), esta microestructura es constituida por grafito esferoidal en una matriz de ausferrita, esta última una mezcla de ferrita acicular y austenita estable de alto contenido de carbono, la cantidad y morfología de la austenita de alto carbono, ferrita, y martensita está en función de los parámetros usados durante tratamiento térmico.

Para hacer énfasis al ADI hay veces que es denominado "hierro dúctil bainítico", sin embargo la cantidad de bainita en el ADI puede ser poca o nula. La bainita consiste en una matriz de placas de ferrita y carburo. La ausferrita en el ADI puede confundirse con la bainita metalográficamente, esto se debe a que contiene pocos o ninguno de los carburos finos característicos en ella. Una matriz de ausferrita sólo se transformara en bainita si es templada o si el tiempo durante el tratamiento isotérmico es largo como para llegar a la reacción 2, mencionada anteriormente.



a) **b)**

Figura 3.6. Microestructura ausferrítica. a) muestra austemperizada a 280°C por dos horas, composición química 3.29%C, 2.58 Si, 0.72 % Cu [14]. Matriz revelada con Nital 2%. b) correspondiente a una muestra austemperizada a 300°C por dos horas, composición química 3.49%C, 2.40 Si, 0.53 % Cu. Matriz revelada con Nital 2%. Ambas imágenes a 100x.

3.8. Clasificación y propiedades mecánicas de los ADI

La clasificación de los ADI refiere cinco categorías específicas, que relacionan la microestructura con sus propiedades mecánicas. El intervalo de valores de las propiedades mecánicas más importantes que definen al hierro nodular austemperizado se presentan en la tabla 3.1.

Tabla 3.1. Clases de ADI, Norma ASTM 897-90 [19]

Grado	Esfuerzo de tensión KSI	Esfuerzo de fluencia KSI	Elongación (%)	Energía de impacto (Ft-Lb)	Dureza (BHN)
1	125	80	10	75	269-321
2	150	100	7	60	302-363
3	175	125	4	45	341-444
4	200	155	1	25	388-477
5	230	185	N/A	N/A	444-555

Las propiedades mecánicas en este material se pueden variar en un amplio rango mediante la modificación de variables (tiempo-temperatura de austemperizado) que dominan el tratamiento térmico. Así, a través de un control relativamente simple de estas condiciones de austemperizado se puede dar al ADI una serie de propiedades inigualables por ningún otro material. En la figura 3.7 se muestra el efecto de la temperatura de austemperizado en propiedades como % de elongación y resistencia a la tensión.

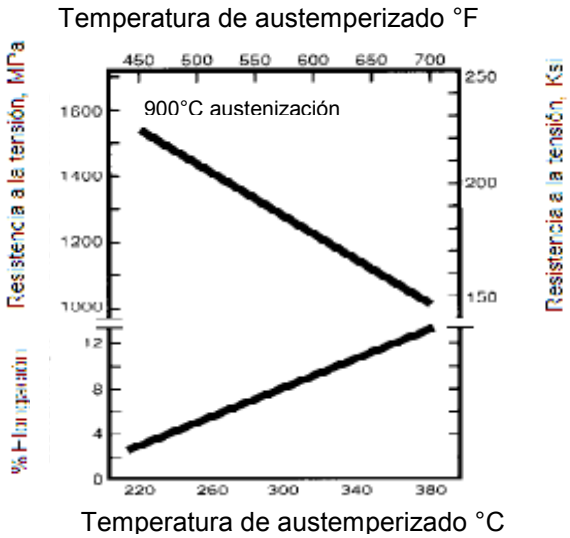


Figura 3.7. Efecto de la temperatura de austemperizado en las propiedades del ADI

3.9. Nuevas técnicas de Procesamiento para un ADI

Gracias a las extensivas investigaciones, se han desarrollado nuevas técnicas de procesamiento cuyo principal objetivo es optimizar propiedades mecánicas tales como resistencia al desgaste, dureza, maquinabilidad**,** permitiendo que la producción y demanda de este material continúe creciendo.

Se ha mostrado que alterando alguna de las variables (químicas, térmicas o mecánicas) que afectan la velocidad de formación de la ferrita durante la etapa I del austemperizado ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{HC}$) se pueden obtener diferentes microestructuras que ofrecen un amplio rango de propiedades.

El estudio de este comportamiento ha llevado al desarrollo de técnicas para la obtención del ADI [20], tales como:

- Hierro ADI con ausformado (Ausforming)
- Hierro ADI de dos etapas (Two-Step Austempering of ADI)
- ADI con estructura mixta (ferrítica-ausferrítica)
- ADI ferrítico (austenita libre)
- ADI con carburos (CADI)
- ADI matriz bainítica-martensitica
- Hierro ADI de fase dual (ADI fase dual)

Ausformado de hierro ADI (AADI)

En un AADI la deformación mecánica es utilizada para modificar la microestructura, esta es aplicada después la austenización justo antes de la transformación sustancial de la austenita, esto acelera la velocidad de nucleación de la ferrita y austenita, conduciendo a una microestructura de ausferrita más fina y homogénea, así mismo el trabajo en caliente aumenta la densidad de dislocaciones en la ferrita, dando lugar a elevados valores de resistencia.

Austemperizado en dos etapas

Este proceso involucra un primer enfriamiento después del tratamiento térmico de austenización, en un rango de temperatura de 250-270ºC por cinco minutos, esto aumenta el subenfriamiento y con ello la nucleación de la ferrita, así mismo se ve favorecida la difusión de C, incrementándose la matriz de austenita con C. Como resultado de esta nueva etapa adicionada al proceso de austemperizado, el valor de la resistencia al desgaste aumenta en comparación con la del ADI tradicional. Una reciente publicación ha mostrado que el Two-Step Austempering incrementa la resistencia a la fractura

Hierro dúctil austemperizado con carburos CADI

Es un hierro dúctil con carburos, el cual es sometido a un tratamiento isotérmico de austemperizado, la microestructura de este material es constituida por grafito esferoidal en una matriz de ausferrita y carburos. Este material exhibe una excelente resistencia al desgaste y una adecuada dureza, la resistencia a la abrasión de este material es superior a la del ADI y se incrementa con el contenido de carburos. Los elementos aleantes que promueven la formación de carburos en el hierro dúctil son el Cr, Mo, Ti entre otros.

3.10. Mercado y Aplicaciones del ADI

El desarrollo y comercialización de hierro dúctil Austemperizado (ADI) ha proporcionado al ingeniero de diseño contar con un nuevo grupo de materiales ferrosos, que ofrecen una combinación excepcional de propiedades mecánicas con costos de producción similares a los de hierro dúctil convencional. El Hierro Dúctil Austemperizado (ADI) ha sido aplicado con éxito a una variedad de piezas.

Las excelentes propiedades mecánicas de este material han permitido que adquiera cada vez mayor campo de aplicación. Los sectores del mercado del ADI abarcan: Industria Agrícola, Industria Automotriz (vehículos pesados y ligeros), Industria Minera, Industria Ferroviaria, Industria del Transporte, Industria de la Construcción.

Industria Agrícola

Los componentes agrícolas deben soportar a menudo cargas de impacto y desgaste, es por ello que los diseñadores de componentes agrícolas, fabricantes de maquinaria agrícola, el mercado de accesorios agrícolas, así como los proveedores de componentes agrícolas han encontrado aplicaciones únicas y rentables para componentes Austemperizados [21]. Principales componentes de ADI para la industria agrícola:

- Arados
- Rueda Motriz principal.

Industria de la construcción

La maquinaria para la construcción se puede beneficiar en gran medida al utilizar el ADI en componentes que requieran dureza y resistencia al desgaste principalmente, con el objetivo de mejorar el rendimiento del equipo y alargar su vida media [22]. Algunas aplicaciones típicas del ADI en esta industria incluyen:

- Dientes de la cuchara de las excavadoras
- enganches y zanjas.

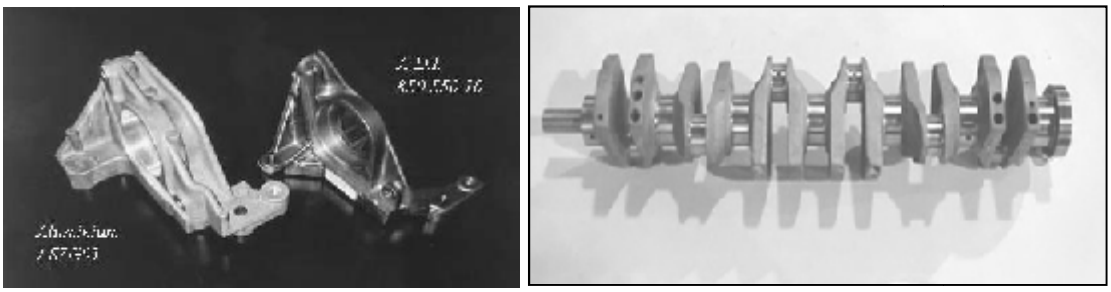
Camiones Pesados

El crecimiento económico impulsa a la necesidad de transportar cargas más pesadas en distancias más largas, lo que resulta un reto difícil para el mantenimiento de este tipo de vehículos. La industria de camiones pesados reconoce los beneficios potenciales de las que ha traído este nuevo material, los fabricantes aprovecharon la versatilidad del ADI para aumenta el rendimiento de sus componentes. Ejemplos típicos incluyen:

- Engranes para la distribución de motores diesel
- anillos hipoidales y piñones
- soportes de suspensión
- caja de engranes
- engranes de transmisión

Industria Automotriz

El Hierro Nodular Austemperizado es muy empleado en el sector automotriz, representa una alternativa para componentes que demanden resistencia a la fatiga, resistencia al desgaste. Debido a la buena tenacidad que presenta el ADI es usado para la fabricación de piezas sometidas a ciclos de fatiga o desgaste prolongado, por ejemplo, cigüeñales, monoblocks, engranes, etc., con la ventaja de que estas partes tendrán menor peso y un costo competitivo en el mercado [23]. De igual forma los componentes de ADI son muy competitivos frente a piezas de acero forjado, fundiciones, soldaduras y aluminio. Otros componentes fabricados de ADI en la industria automotriz son los arboles de levas, componentes de suspensión, juntas de velocidad constante, engranajes, componentes de transmisión. La figura 3.8 muestra ejemplos de aplicaciones de los hierros ADI dentro de la industria automotriz.



a) **b)**

Figura 3.8. a). Pieza automotriz. Soporte de ADI (derecha) fabricado por el proceso de fundición en arena verde, sustituye el soporte de aluminio (a la izquierda) para resolver un problema específico de NVH (ruido y vibraciones) [24]. **b)** Cigüeñal de ADI para el Tuscan Speed Six. El material original del cigüeñal del TVR TUSCAN 6 era de acero forjado. El alto costo de manufactura condujo a considerar otros materiales [25].

CAPÍTULO 4
DESARROLLO EXPERIMENTAL

CAPÍTULO 4. DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1 Diseño de la placa modelo, fusión y colada.

En este capítulo se presenta la metodología empleada para el diseño y obtención de una pieza de hierro nodular clase 120-90-02, hierro nodular base que será sometido a un tratamiento isotérmico de austemperizado. Se mencionan las principales variables (durante la colada) para la obtención de una pieza libre de defectos y una microestructura adecuada, también se presentas las condiciones del tratamiento isotérmico de austemperizado aplicado y las características microestructurales antes y después del tratamiento.

4.1.1. Diseño de la placa modelo

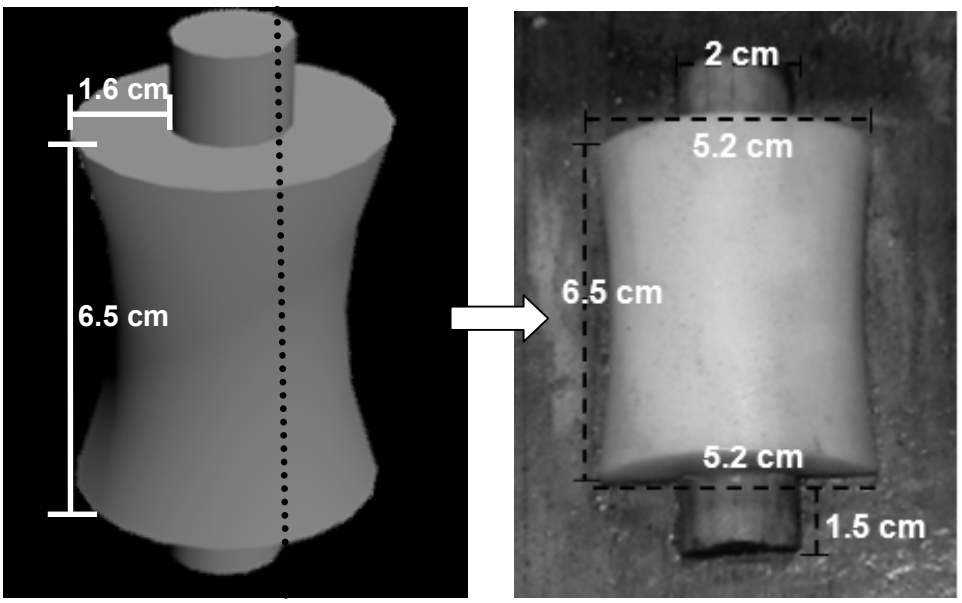
El diseño del sistema de alimentación y colada es muy importante ya que repercute principalmente en el llenado de las piezas y en la presencia de rechupes. Para el diseño de una placa modelo es necesario que esta contenga la forma y tolerancias adecuadas para que la pieza tenga una adecuada calidad metalúrgica.

No existe un método de cálculo general para un sistema de colada, sin embargo existen expresiones matemáticas, graficas y tablas que permiten determinar las dimensiones para dicho sistema, estas expresiones se basan en flujo de fluidos. Para el diseño del sistema de colada es necesario tomar en cuenta los siguientes puntos:

- Se debe definir la línea de partición para elaborar el modelo de fundición
- Metal o aleación con la que se trabajara
- Sensibilidad del metal con el oxigeno del aire
- Contracción del metal liquido
- Calidad metalúrgica y número de piezas a fabricar

Se partió de una pieza prototipo de acero, la cual se reprodujo en resina y de esta forma fue usada en la placa modelo. Para el diseño de la placa, la pieza se dividió en 2 secciones simétricas tal como se muestra en la figura 4.1 b, una de-

ellas colocada en el la tapa (cope) junto con el sistema de alimentación y la otra en la base (drag) como se muestra en la figura 4.1b.



a) b)

Figura 4.1. Esquema y dimensiones de la pieza de resina. a) representación de la pieza prototipo, b) reproducción de la pieza en resina

4.1.2. Diseño del sistema de alimentación. Con base a las propiedades y características del metal con el que se trabajará, así como también de las dimensiones de la pieza a fabricar, se calculan (ver anexo 1) las dimensiones de los alimentadores para reducir defectos ocasionados por la contracción del metal durante la solidificación.

4.1.3. Diseño del sistema de colada. El sistema de colada es un conjunto de ductos cuya función es conducir al metal líquido desde el exterior hasta la impresión del molde (pieza), bajo condiciones controladas de velocidad y presión. El metal líquido recorre primero la bajada, después el corredor y por último se conduce a través de las entradas para desembocar en la pieza o impresión del molde. El objetivo del sistema de colada es obtener una pieza sana, libre de defectos asociados a flujo de fluidos.

4.1.4. Fabricación de la placa modelo

Con base a las siguientes consideraciones se realizaron los cálculos para obtener las dimensiones del sistema de alimentación y colada.

- Sistema: Hierro nodular clase 120-90-02 de matriz perlítica
- Contracción: entre 1 y 3.5%
- Tipo de alimentador: alimentador lateral caliente
- Al ser un sistema Presurizado (baja reactividad con el oxigeno del aire) la relación de colada usada es: 1.0:0.90:0.85 (bajada, corredor, entrada).

Dimensiones del sistema de alimentación (cálculos y suposiciones anexo 1):

Dimensiones del alimentador

D_a= 4.23 cm

H_a=4.23 cm

Dimensiones para el cuello del alimentador

L_n= 1.41 cm

D_n=1.83 cm

Dimensiones del sistema de colada (los cálculos se presentan en el anexo 2).

Número de Bajadas: 1

Número de Corredores: 2

Número de Entradas: 4

Dimensiones de la Bajada

D_{sup}= 2.29 cm

D_{inf}= 1.6 cm

Dimensiones del Corredor

a= 1.36 cm

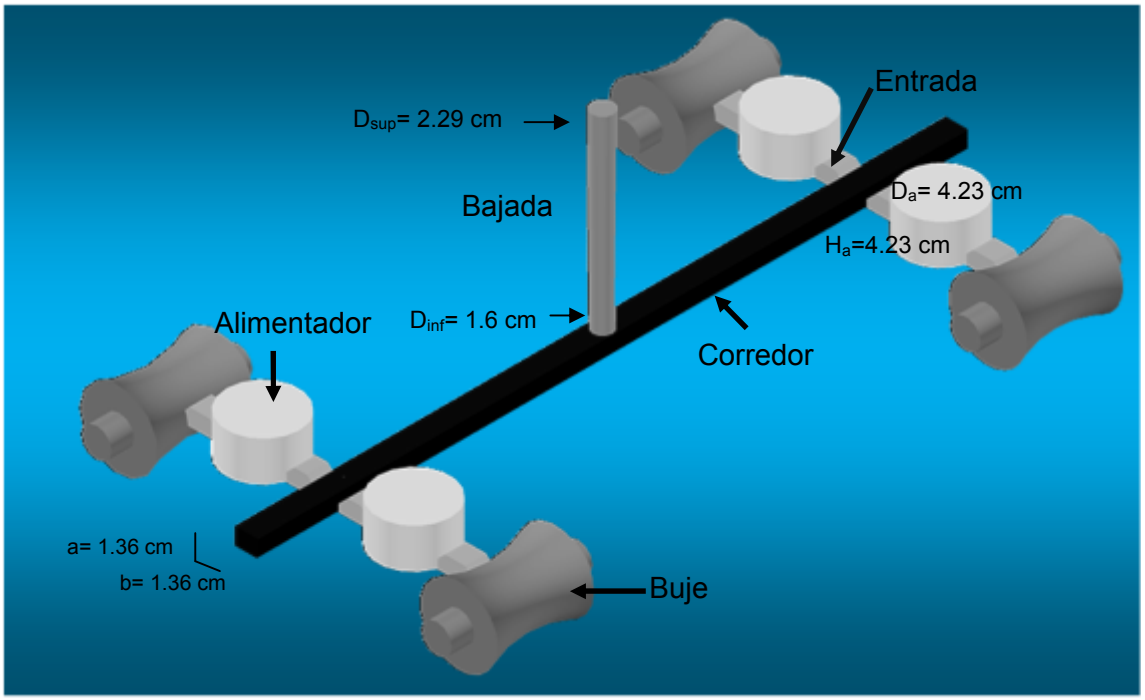
b= 1.36 cm

Dimensiones de la Entrada

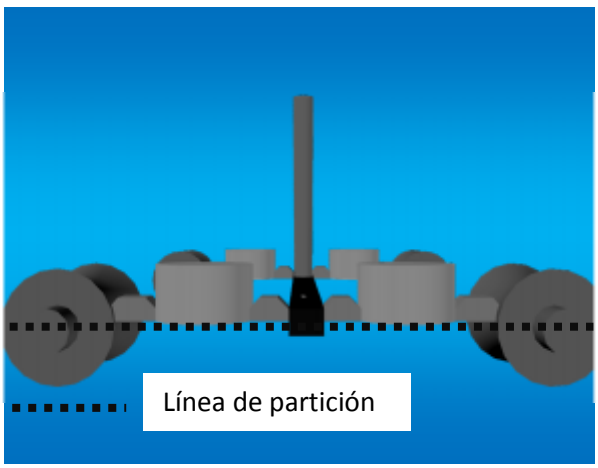
a= 1.31 cm

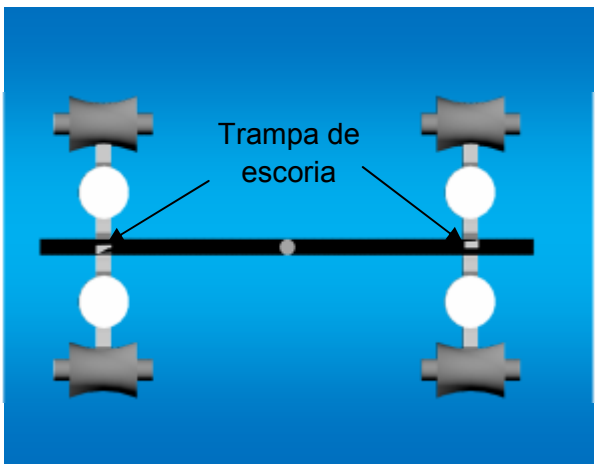
b= 1.31 cm

En la figura 4.2 se presenta el diseño final del sistema de alimentación y colada.



a)





b) **c)**

Figura 4.2. a) Diseño del sistema de colada para la placa modelo, **b)** la línea de partición se encuentra a la mitad de las piezas, los alimentadores están arriba de dicha línea al igual que el corredor y las entradas, **c)** placa modelo vista de arriba.

4.1.5. Moldeo en Verde

Los moldes se fabricaron con arena compuesta fundamentalmente de sílice (SiO_2), se preparo dos tipos de arena, arena de careo (los componentes se muestran en la tabla 4.1) con el objetivo de obtener un buen acabado superficial en la pieza, y arena en verde (arena recirculada).

Acondicionamiento de la arena de careo y arena de relleno:

- Pesar la cantidad previamente establecida de los componentes de las arenas (Tabla 4.1 y 4.2).
- Para ambos casos se agrego al molino la cantidad correspondiente de agua y arena, con un tiempo de mezclado de 3 minutos.
- Para el caso de la arena de careo adicionar a la mezcla la cantidad indicada de los componentes restantes, tiempo de mezclado 5 minutos.

Tabla 4.1. Composición de la mezcla utilizada para la arena de careo

Arena de careo		
Componente	%	Cap. Del molino 15 Kg
Arena sílice N.AFS 80-90	82	12300 gr
Bentonita Total	12	1800 gr
Carbón marino	2	300 gr
Humedad	4	600 gr

Tabla 4.2. Composición de la mezcla utilizada para la arena para fundiciones ferrosas

Arena verde		
Componente	%	Cap. Del molino 50 Kg
Arena Sílice + Bentonita activa (10%)	96.5	48.25 Kg
Humedad	3.5	1.75 Kg

En la figura 4.3 se aprecia la placa modelo obtenida, en la figura 4.4 se muestra los moldes fabricados y la ubicación de los corazones.

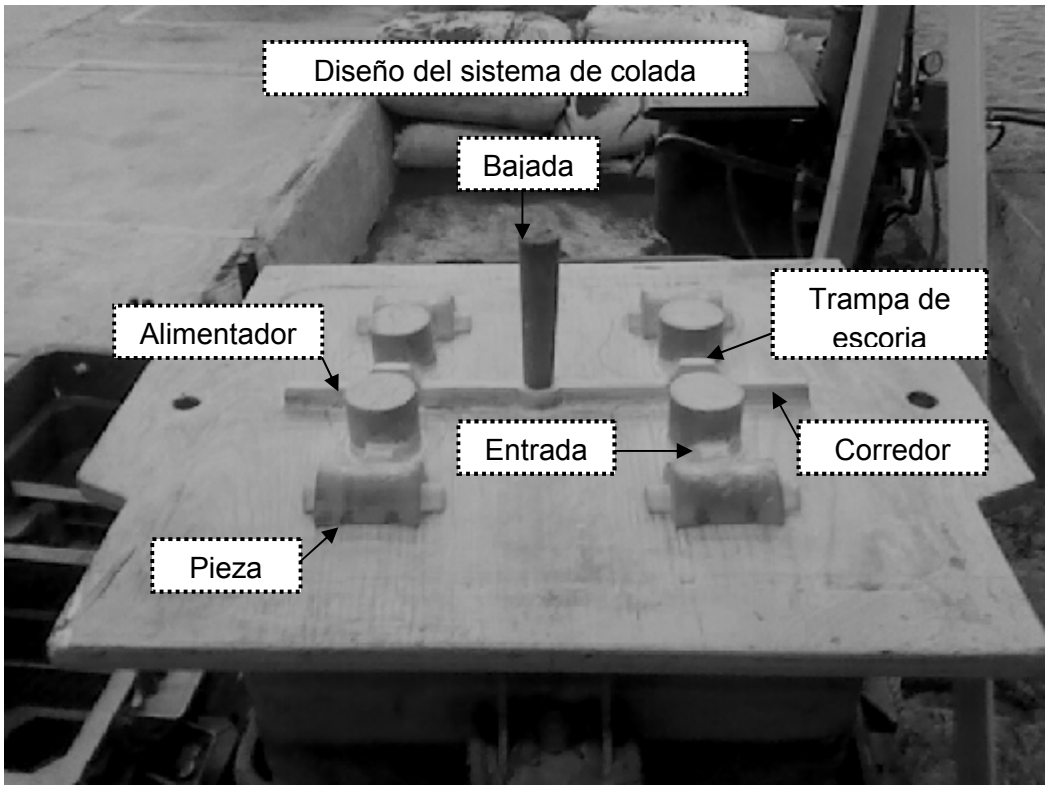


Figura 4.3. Placa modelo

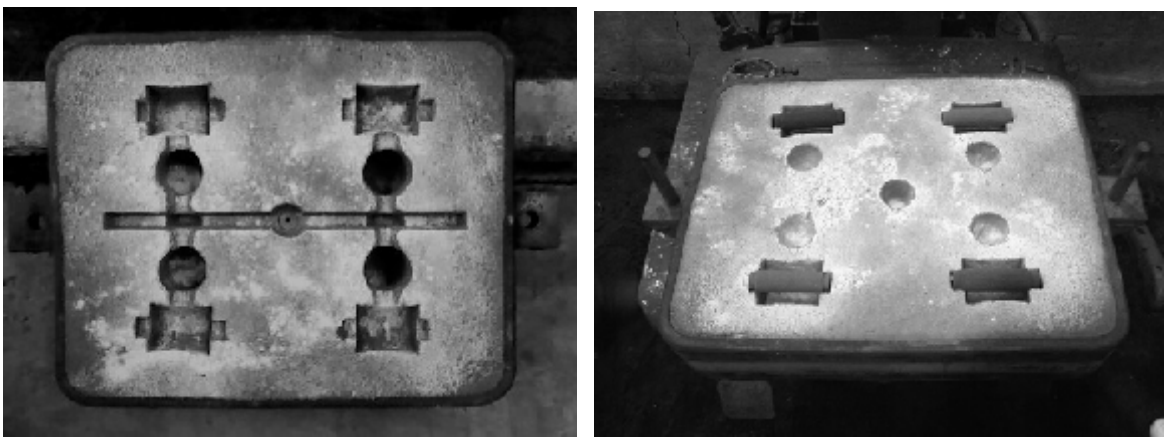


Figura 4.4. Moldes de arena. Izq. Caja superior del molde (cope). Derecha. Caja inferior del molde (drag), moldes con corazón.

4.1.6. Fusión y colada de las piezas de hierro nodular clase 120-90-02

Las piezas de hierro nodular perlítico se fabricaron en un horno de inducción de 100 kg de capacidad. Siguiendo para ello la secuencia de carga, mencionada más adelante. Posteriormente se llenaron los moldes, para ellos se llevaron a cabo dos coladas. La composición nominal del hierro nodular clase 120-90-02 se muestra en la tabla 4.3.

Tabla 4.3. Composición química del hierro nodular clase 120-90-02

% C	% Si	% Mn	% Cu	% S	% P	% Cr
3.50 – 3.80	2.2-2.70	0-6 máx.	0.2-0.5	0.045 máx.	0.6 máx.	0.1 máx.

Técnica de Fusión

Durante el proceso de fundición se requiere establecer una metodología para lograr fabricar de manera eficaz, eficiente y de buena calidad las piezas. Para la producción de hierro nodular se consideran los siguientes aspectos [7]:

1. Balance de carga. Se realizaron cálculos correspondientes para la obtención de una pieza de hierro nodular clase 120-90-02. Lo anterior con base a la composición química requerida, composición química de la chatarra y niveles de adición de magnesio para el tratamiento al metal liquido. Cálculos (Anexo 3).
2. Acondicionamiento de la carga. El acondicionamiento de la carga tiene como objetivo eliminar la humedad, suciedad (grasa, arena, polvo) la cual puede alterar la composición química.
3. Acondicionamiento del horno. Antes de cada fusión es recomendable observar las condiciones en las que se encuentra el refractario del horno (desgaste, fracturas etc.) con el objetivo de evitar accidentes.
4. Secuencia de carga. (Anexo 3). La secuencia de carga fue la siguiente: hierro gris, recarburante, acero, ferroaleaciones. El hierro gris se agrega primero debido a que tiene el menor punto de fusión.

5. Tratamientos del metal líquido y descorificación. Antes de vaciar el metal líquido, se agrega el agente nodulizante (método sándwich) y el inoculante. Por último, se efectúa el vaciado a los moldes y se realiza la post inoculación, la cual se lleva a cabo con FeSi (75% Si). La post inoculación se efectúa al momento de vaciar el metal líquido a los moldes. La descorificación tiene como objetivo eliminar las inclusiones no metálicas sobre el metal liquido, el descorificante empleado es silicato de sodio solido (granulado).
6. Vaciado a moldes (Temperatura de colada 1422 °C)

La materia prima usada durante la fusión fue chatarra de hierro y acero troquel, como materia prima de ajuste se usaron ferroaleaciones: FeMn (74% Mn), FeSi (75% Si), Cu (100% Cu), Fe-Si-Mg (6.0 Mg, 45% Si), recarburante (100% C).

4.2 Caracterización microestructural en condiciones de colada

Para analizar la microestructura de la pieza, esta fue cortada transversalmente con discos de SiC, se tomo una cara del buje y se llevo a cabo la preparación metalográfica. Se analizaron las 6 secciones de la pieza como se muestra en la figura 4.5.

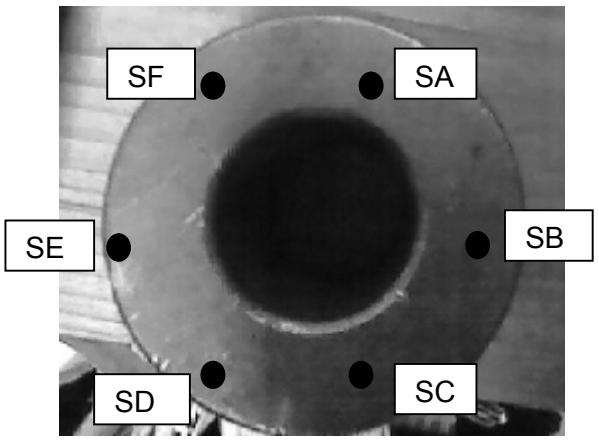


Figura 4.5. Los puntos indican las secciones de la pieza que fueron analizadas. Donde: SA= sección A, SB= sección B, SC= sección C, SD= sección D, SE= sección E, SF= sección F

Caracterización del grafito

La caracterización del grafito se llevo a cabo siguiendo la norma ASTM E3 [25] y ASTM 247-67 [26]. En esta última norma se indica que para caracterizar el grafito se deben tomar en cuenta tres aspectos, el tamaño, la distribución y la forma o tipo de los nódulos de grafito. Para evaluar la calidad de los nódulos en las piezas de colada se tomaron imágenes de las secciones de interés y se compararon con los patrones de la American Foundrymen´s Society [38]. Todas las imágenes se obtuvieron con el programa Image-Pro-Plus a 100x.

Caracterización de la Matriz

Cada pieza se preparo de la misma forma que aquellas destinadas para caracterizar el grafito. Para revelar la matriz de las muestras como último paso se atacaron químicamente con una solución de acido nítrico al 2% en volumen, siguiendo la norma ASTM E 407-99 [27]. Después del ataque, las piezas se secaron, se tomaron imágenes para analizar los microconstituyentes de la matriz y se compararon con los patrones Foundrymen´s Guide to Ductile Iron-Microstructures [38]. Todas las imágenes se obtuvieron con el programa Image-Pro-Plus a 100x.

4.3 Tratamiento Térmico

Se precalentó la mufla a 925 °C por 1 hora para asegurar la uniformidad de la temperatura en la cámara. El horno con el baño de sales se precalentó a 300°C por 2 horas para asegurar la uniformidad de la temperatura en el baño. Las piezas se austenitizaron a 925°C para después ser sumergidas en el baño de sales, primero a 300°C y luego a 400°C por 2 horas. Finalmente las piezas se dejaron enfriar al aire. El esquema del tratamiento térmico se muestra en la figura 4.5. En la tabla 4.4 se presentan las condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento térmico de austenización y austemperizado aplicado a las piezas de colada. A continuación se detalla el tratamiento térmico de austemperizado empleado.

Etapa I. Austenización de la pieza.

Temperatura de Austenización. Trabajos previos [24] basándose en curvas de enfriamiento estiman que la temperatura a la cual toda la matriz de un hierro nodular clase 120-90-02 se transforma a austenita está en el rango de temperatura de 900 °C a 925°C. Debido a esto la temperatura seleccionada fue 925°C.

Tiempo de Austenización. El tiempo de austenización es una variable que depende de las dimensiones de la pieza. Para estimar el tiempo en el cual se logra una temperatura homogénea en toda la pieza y la transformación total a austenita se toma como referencia lo indicado en la literatura, una hora por pulgada de sección. Sin embargo, debido a que el grafito presente en las fundiciones es un mal conductor térmico se da un rango de una hora y media por pulgada de sección.

Etapa II. Tratamiento isotérmico de austemperizado

Temperatura de austemperizado. Existen una gran diversidad de artículos enfocados al estudio de estas fundiciones, con base a diagramas de tiempo-temperatura-transformación, diversos autores coinciden en que los rangos de temperatura típica utilizados son de 250°C a 450° C. Las temperaturas seleccionadas para el desarrollo de este trabajo fueron: 300°C y 400°C.

Tiempo de austemperizado. El tiempo seleccionado para lograr obtener una matriz ausferrítica es 2 horas para las temperaturas seleccionadas.

En la tabla 4.4 se presentan las condiciones del tratamiento isotérmico de austemperizado, en la figura 4.6 se muestran la etapa I y II descritas anteriormente.

Tabla 4.4. Condiciones del tratamiento térmico de austemperizado

Pieza	Colada	Temperatura-Tiempo de Austenización	Temperatura-Tiempo de Austemperizado	Enfriamiento
1	E2	925 °C -45 min	300 °C – 2 hrs.	aire
2	E2	925 °C -1 hora	400 °C – 2 hrs.	aire

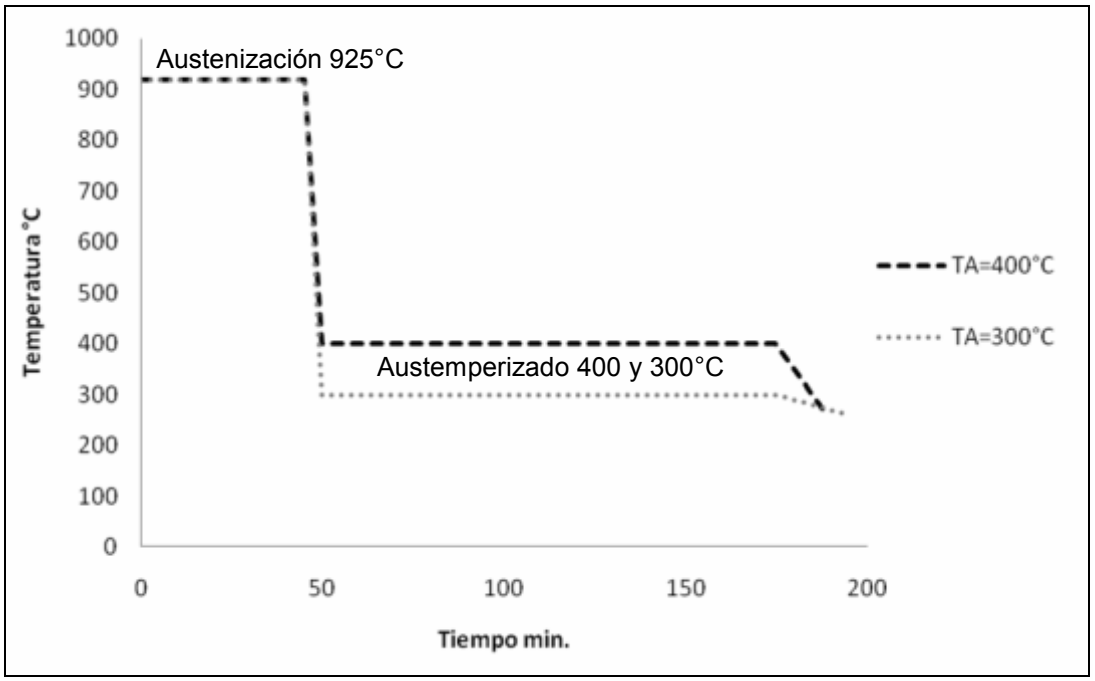


Figura 4.6. Diagrama del tratamiento termico de austemperizado

4.4 Caracterización del hierro nodular después del tratamiento térmico

Microdureza Vickers

Con base a la norma ASTM E384 [28], las muestras de hierro austemperizado fueron cortadas y sometidas al ensayo de microdureza Vickers en el equipo HMV (Micro Hardness Tester) SHIMDZU (figura 4.7). Los parámetros usados en esta prueba se muestran en la tabla 4.5.

Tabla 4.5. Parámetros para la microdureza Vickers

Dato	Valor
Indentador	Vickers
Carga	980.7 mN (HV 0.1)
Tiempo	15 segundos

Dureza Rockwell C

Con base a la norma ASTM E18 [29] las muestras de hierro nodular austemperizado fueron cortadas y sometidas al ensayo de Dureza Rockwell C con ayuda del equipo Macroment 3 (Hardness Tester) BUEHLER (figura 4.7). Los parámetros usados en esta prueba se muestran en la tabla 4.6.

Tabla 4.6. Parámetros para la dureza Rockwell C

Dato	Valor
Indentador	Diamante
Carga	150
Tiempo	15 segundos

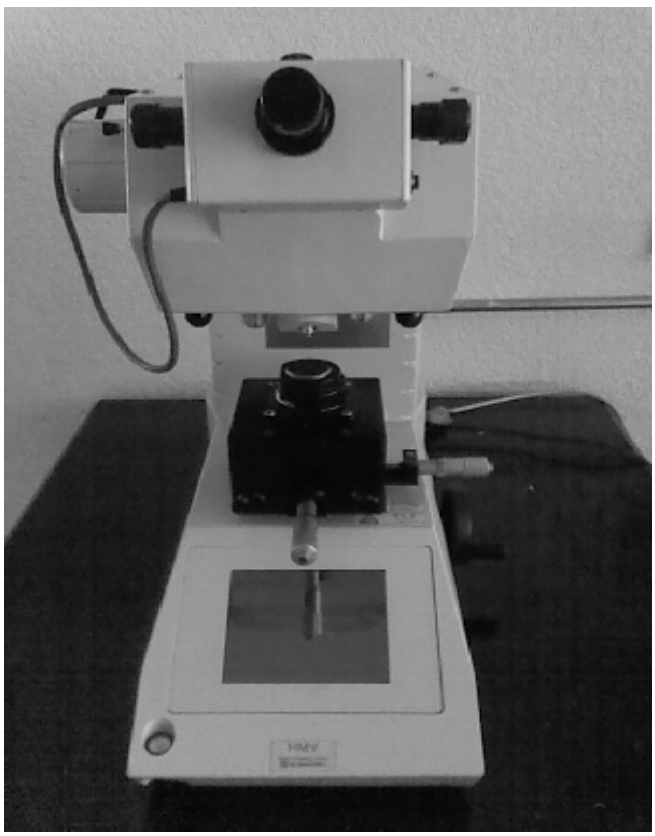


Figura 4.7. Equipo HMV (Micro Hardness Tester) SHIMDZU

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

CAPÍTULO 5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este capítulo se presenta la evaluación y discusión de la calidad metalúrgica de las piezas en condiciones de colada, obtenidas con el sistema de colada diseñado. Dicho sistema es muy importante ya que repercute principalmente en el llenado de las piezas y por ende en la calidad de las mismas. Así mismo, se presentan los resultados de la microestructura de hierro dúctil con tratamiento térmico de austemperizado, ADI.

5.1. Calidad superficial de las piezas de colada

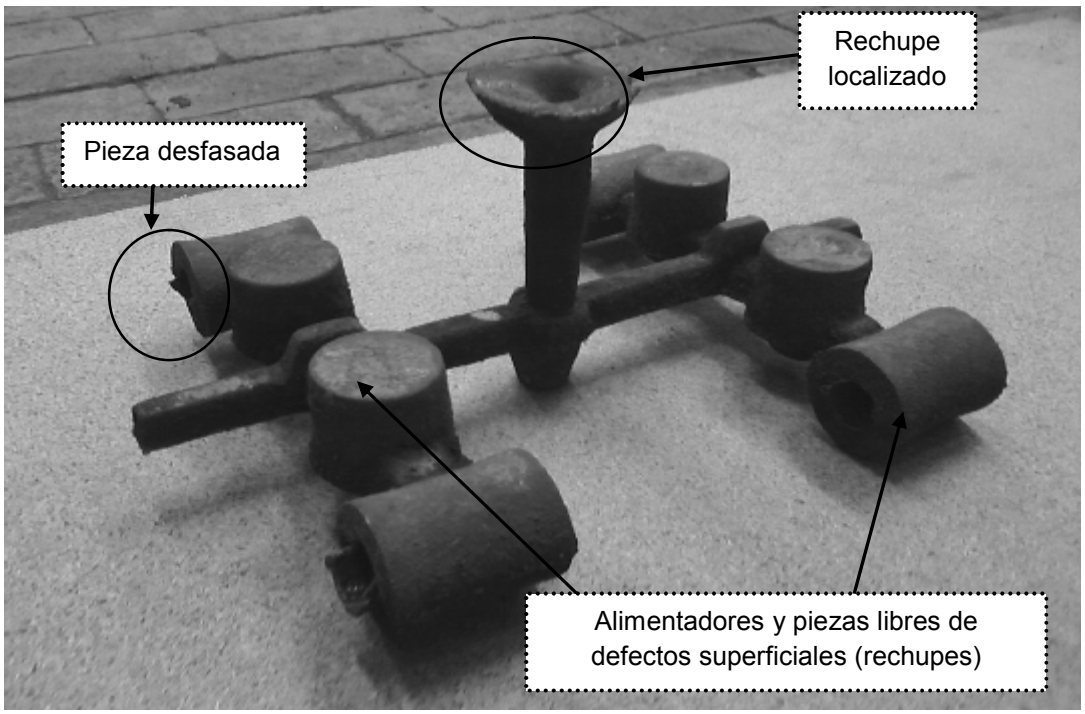


Figura 5.1. Bujes de hierro nodular obtenidos con el sistema de colada diseñado

Una vez desmoldado el sistema de las piezas de colada (figura 5.1), lo primero que se hizo fue evaluar la calidad superficial de estas. Se observo una pieza sana libre de defectos, los rechupes no se presentaron en las piezas, y en los alimentadores estos no fueron muy pronunciados, es decir, las dimensiones del sistema de alimentación fueron adecuadas para compensar la contracción del metal durante la etapa de enfriamiento.

La relación de colada empleada para este sistema presurizado fue 1:0.9:0.85 (la menor área transversal es localizada en las entradas), al ser el área transversal de la entrada más pequeña, el metal líquido entra con mayor velocidad, y por ende se generara mayor turbulencia dentro de las piezas, debido a lo anterior se pueden generar problemas asociados con la erosión de la arena y atrapamiento de gases, resultado piezas de mala calidad superficial y metalúrgica. Sin embargo se observaron piezas completas, lo que nos indica que la relación usada fue adecuada, al igual que la etapa de moldeo en verde.

Un aspecto muy importante durante el diseño de un sistema de colada es indicar donde debe ir la línea de partición. Durante el diseño de la placa modelo la línea de partición se coloco en medio de la pieza, si las piezas no se colocan con precisión y exactitud se presenta la situación que tanto la parte superior como la inferior no coincidan. Esta es la explicación por la cual se observaron piezas de colada desfasadas.

.

5.2. Composición química de los bujes de hierro nodular base

Durante la fusión se realizaron 2 coladas, la composición química de las piezas de la primera y segunda colada se aprecia en la tabla 5.1 y 5.2, dicha composición fue obtenida por espectrometría de emisión atómica (Espectro de emisión marca espectrolab M8B).

Tabla 5.1. Composición química del hierro nodular de la colada 1 (E1), % de CE=4.24

Clase	%C	%Si	%Mn	%Cu	%S	%P	%Cr	%Mg
120-90-02	3.250	2.945	0.665	0.52	0.0104	0.0154	0.0991	0.0246

Tabla 5.2. Composición química del hierro nodular de la colada 2 (E2), % de CE=4.3

Clase	%C	%Si	%Mn	%Cu	%S	%P	%Cr	%Mg
120-90-02	3.492	2.406	0.680	0.532	0.0116	0.0149	0.1002	0.0278

5.3. Caracterización del grafito en las piezas de colada

Las siguientes tablas presentan la calidad metalúrgica de los bujes obtenidos en la colada 1 y colada 2, así como también el porcentaje de las fases que constituyen la matriz. Estos resultados se basan se compararon con los patrones Foundrymen´s Guide to Ductile Iron-Microstructures [36].

En la tabla 5.3 se presenta la calidad metalúrgica de las piezas de la colada 1 (E1-ST) y en la tabla 5.4 la calidad metalúrgica de las piezas de la colada 2 (E2-ST), ambas sin tratamiento térmico.

Tabla 5.3. Calidad metalúrgica de la pieza E1-ST (Colada 1).

	Tipo de Grafito	% Nodularidad	Tamaño de nódulo	No. Nódulos/mm	Matriz
SA	III	70	6	200	80P-20F
SB	III	70	6	200	80P-20F
SC	III	70	6	200	80P-20F
SD	III	70	6-7	200	80P-20F
SE	III	70	6-7	200	80P-20F
SF	III	70	6-7	200	80P-20F

SA= sección A, SB= sección B, SC= sección C, SD= sección D, SE= sección E, SF= sección F

Tabla 5.4. Calidad metalúrgica de la pieza E2-ST (Colada 2).

	Tipo de Grafito	% Nodularidad	Tamaño de nódulo	No. Nódulos/mm	Matriz
SA	I	90	6	150	90P-10F
SB	I	90	6	150	90P-10F
SC	I	90	6	150	90P-10F
SD	I	90	6	150	90P-10F
SE	I	80	7	150	90P-10F
SF	I	80	6	150	90P-10F

SA= sección A, SB= sección B, SC= sección C, SD= sección D, SE= sección E, SF= sección

La figura 5.2 presentas las microestructuras de las 6 secciones analizadas en la pieza de la colada 1, en las que se observa al grafito con morfología irregular (grafito vermicular y nodular).

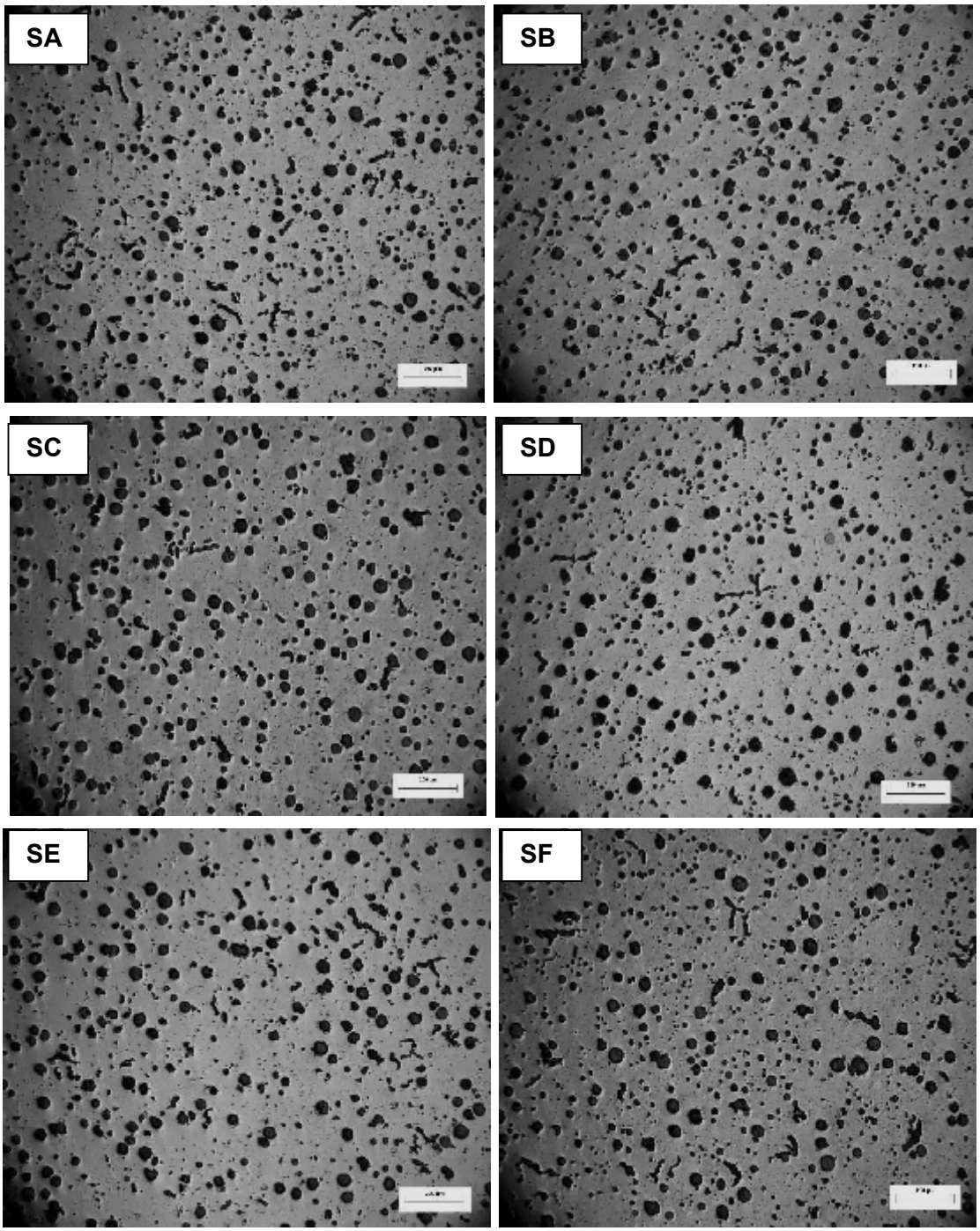


Figura 5.2. Metalografía de hierro nodular clase 120-90-02, pieza (E1-ST), fotos tomadas en el microscopio metalográfico, aumento 100x sin ataque, escala 200 µm.

La figura 5.3 presentas las microestructuras de las 6 secciones analizadas en la pieza de la colada 2, en las que se observa que la morfología del grafito es nodular y se encuentra distribuido homogéneamente.

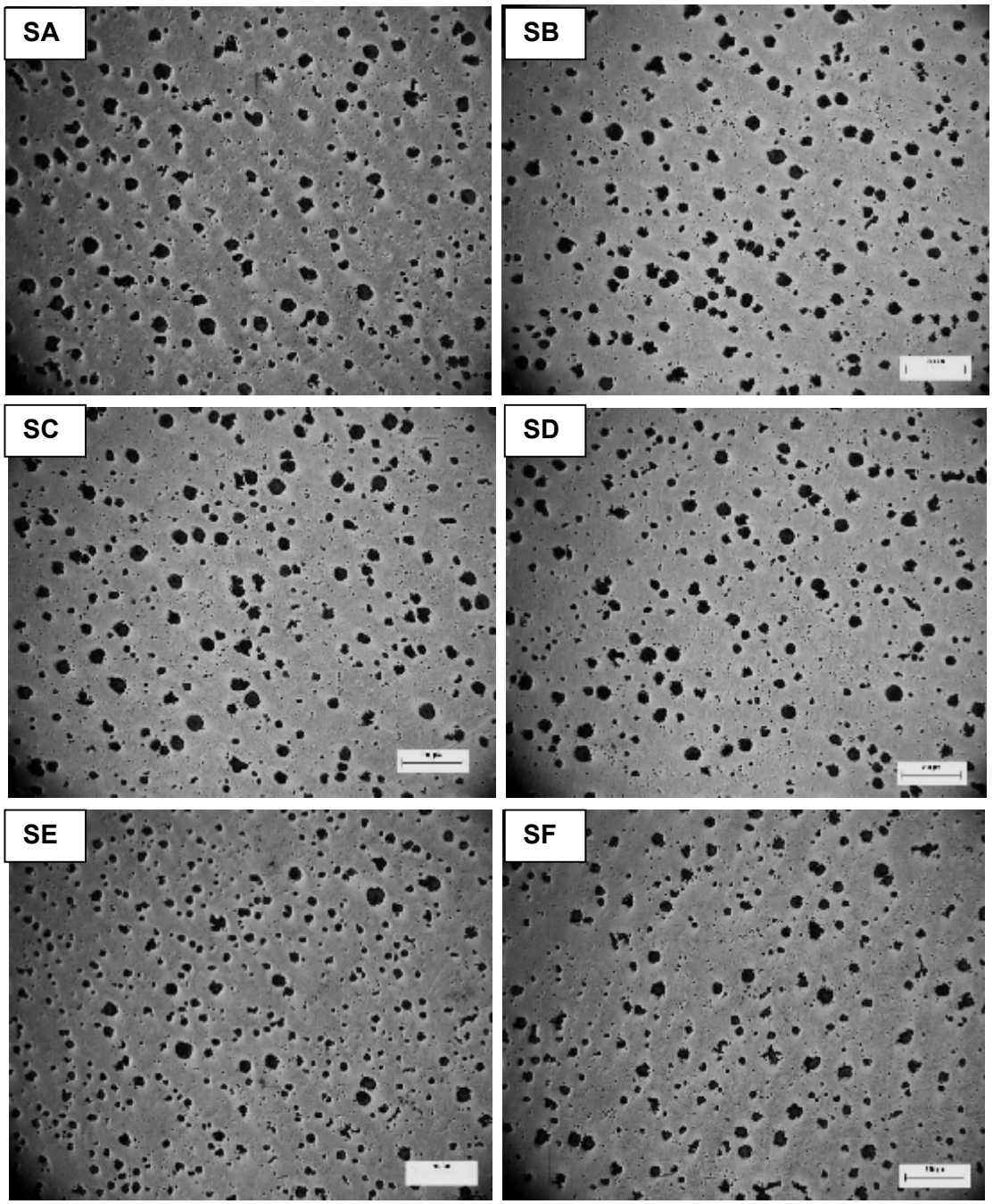
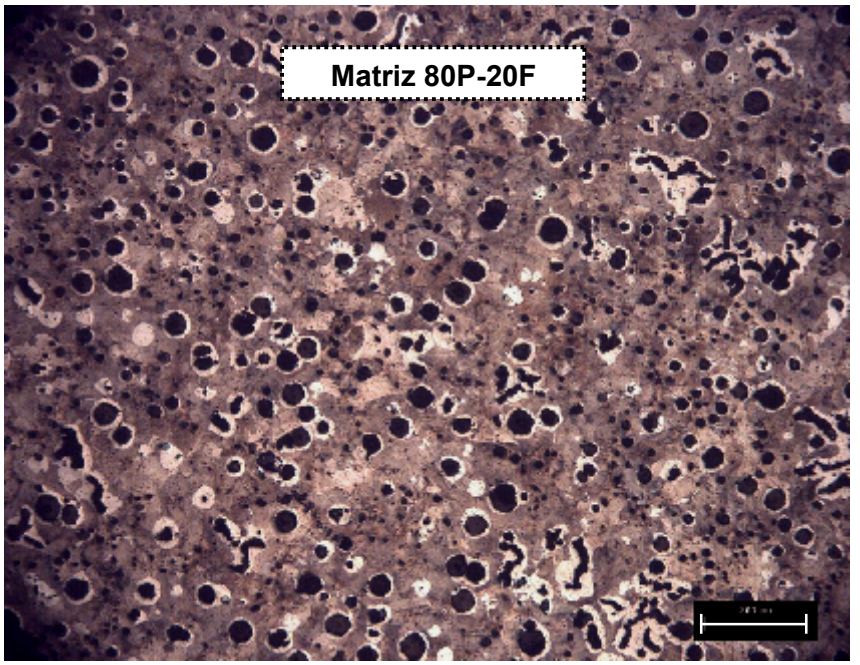


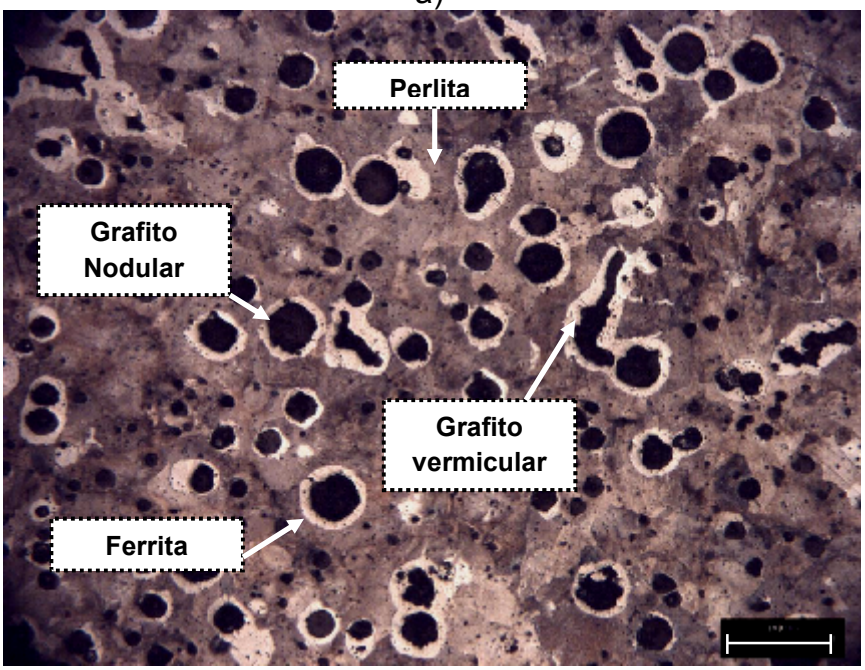
Figura 5.3. Metalografía de hierro nodular clase 120-90-02, pieza (E2-ST), fotos tomadas en el microscopio metalográfico, aumento 100x sin ataque, escala 200 µm.

5.4. Caracterización de la matriz de las piezas de colada

Las muestras atacadas con nital 2 para revelar la matriz, se presentan en la figura 5.4 para la colada 1 y la figura 5.5 para la colada 2 (ambas sin tratamiento).

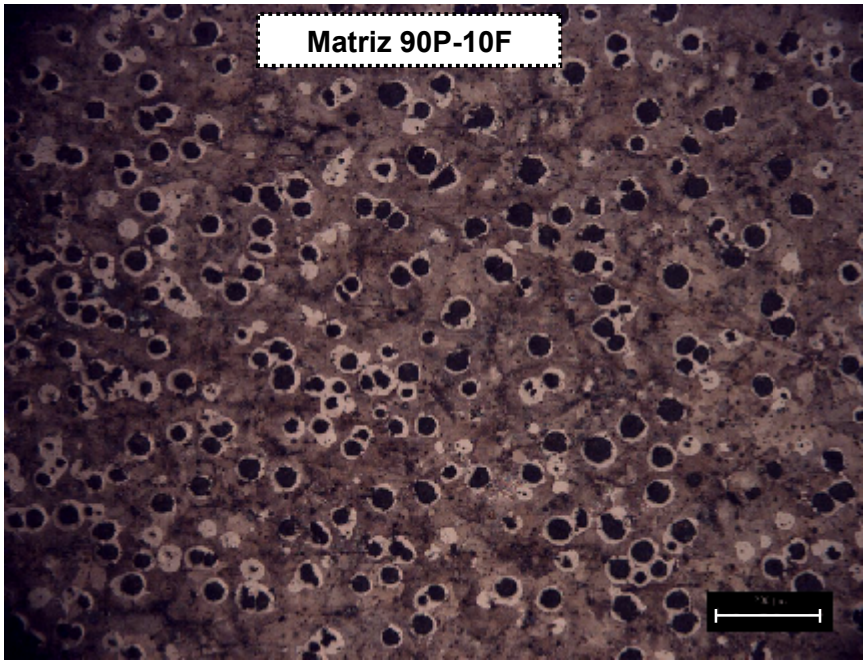


a)

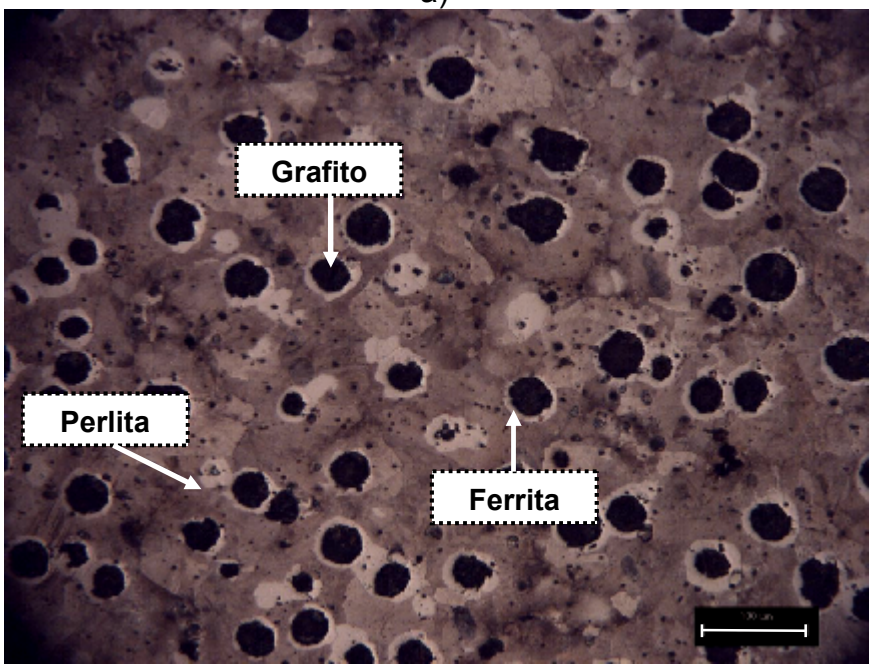


b)

Figura 5.4. Metalografía del hierro nodular clase 120-90-02, COLADA 1, en la imagen se aprecia: a) Una matriz 80 %perlítica-20%ferritica, imagen tomada a 100x, escala 200 µm. b) Los microconstituyentes son perlita, ferrita, grafito en forma de nódulo y vermicular, imagen tomada a 200x, escala 100 µm, ambas atacada con HNO_3 al 2% (Nital 2).



a)



b)

Figura 5.5. Metalografía del hierro nodular clase 120-90-02, COLADA 2, en la imagen se aprecia: a) matriz 90%perlítica-10%ferritica, imagen tomada a 100x, escala 200 µm. b) Los microconstituyentes son perlita, ferrita y grafito en forma de nódulo. Imagen tomada a 200x, escala 100 µm, ambas atacadas con HNO_3 al 2% (Nital 2).

5.5. Caracterización del grafito en las piezas de hierro nodular con tratamiento térmico de austemperizado.

Debido a que las piezas de la colada 2 presentan una mejor calidad metalúrgica estas fueron usadas para el tratamiento isotérmico de austemperizado. Las tablas 5.5 y 5.6 presentan la calidad metalúrgica de los bujes con tratamiento isotérmico realizado a 300°C y 400°C en la etapa de austemperizado.

Tabla 5.5. Calidad metalúrgica de la pieza E2-CT, temperatura del tratamiento isotérmico 300°C por dos horas.

	Tipo de Grafito	% Nodularidad	Tamaño de nódulo	No. Nódulos/mm	Matriz
SA	I	100	6	150	Ausferrítica
SB	I	100	6	150	Ausferrítica
SC	I	100	6	150	Ausferrítica
SD	I	100	6	150	Ausferrítica
SE	I	100	6	150	Ausferrítica
SF	I	100	6	150	Ausferrítica

SA= sección A, SB= sección B, SC= sección C, SD= sección D, SE= sección E, SF= sección F

Tabla 5.6. Calidad metalúrgica de la pieza E2-CT, temperatura del tratamiento isotérmico 400°C por dos horas.

	Tipo de Grafito	% Nodularidad	Tamaño de nódulo	No. Nódulos/mm^2	Matriz
SA	I	90	6	150	Ausferrítica
SB	I	90	6	150	Ausferrítica
SC	I	90	6	150	Ausferrítica
SD	I	90	7	150	Ausferrítica
SE	I	80	7	150	Ausferrítica
SF	I	90	7	150	Ausferrítica

SA= sección A, SB= sección B, SC= sección C, SD= sección D, SE= sección E, SF= sección F

La figura 5.6 muestra el nódulo de grafito para una de las piezas tratadas a 300°C en la etapa isotérmica de austemperizado.

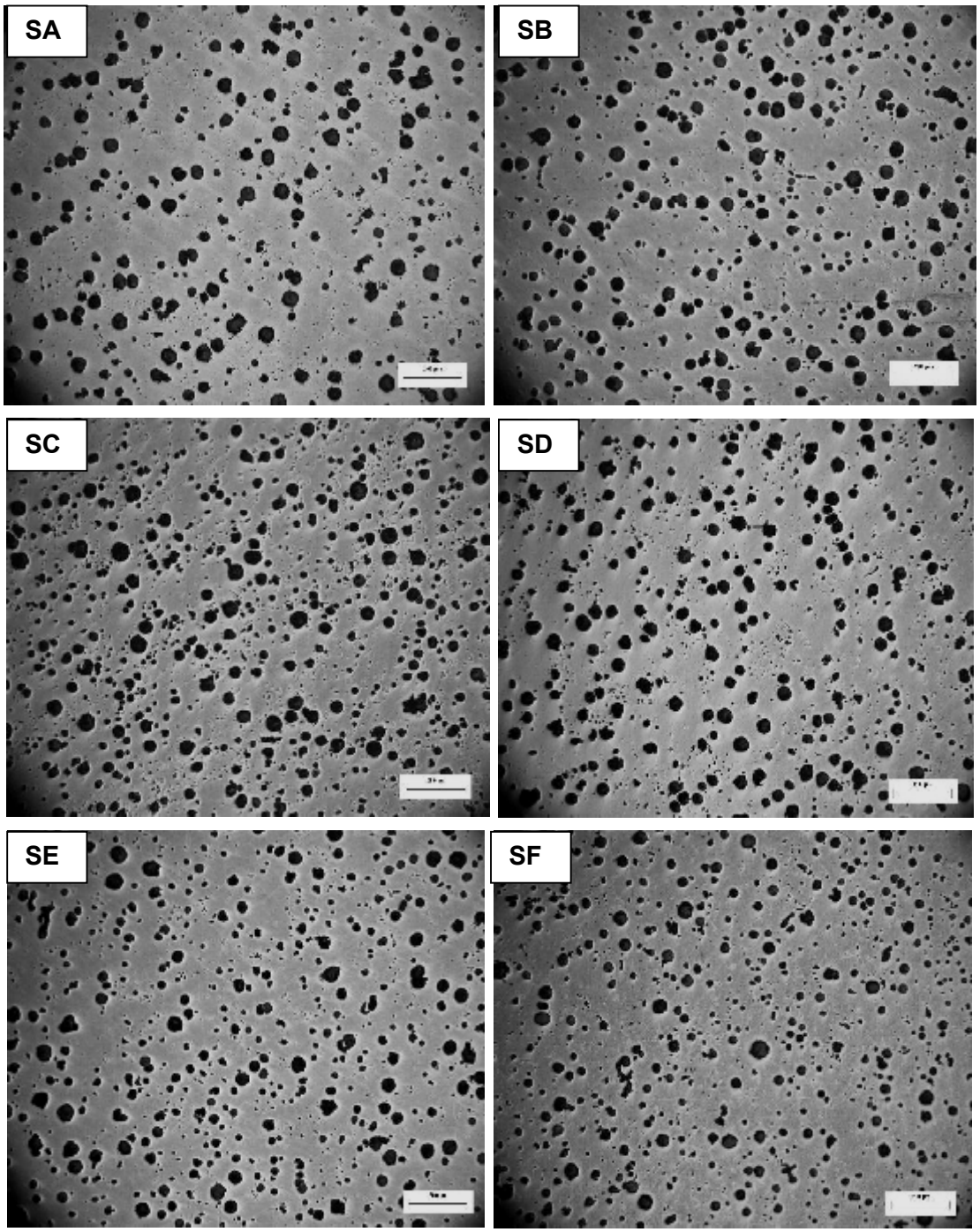


Figura 5.6. Metalografía de hierro nodular clase 120-90-02 con tratamiento isotérmico de austemperizado, distribución de los nódulos en las 6 zonas de la pieza (E2-CT-300°C), fotos tomadas en el microscopio metalográfico, aumentos 100x, escala 200 µm, sin ataque.

La figura 5.7 muestra el nódulo de grafito para una de las piezas tratadas a 400°C en la etapa isotérmica de austemperizado.

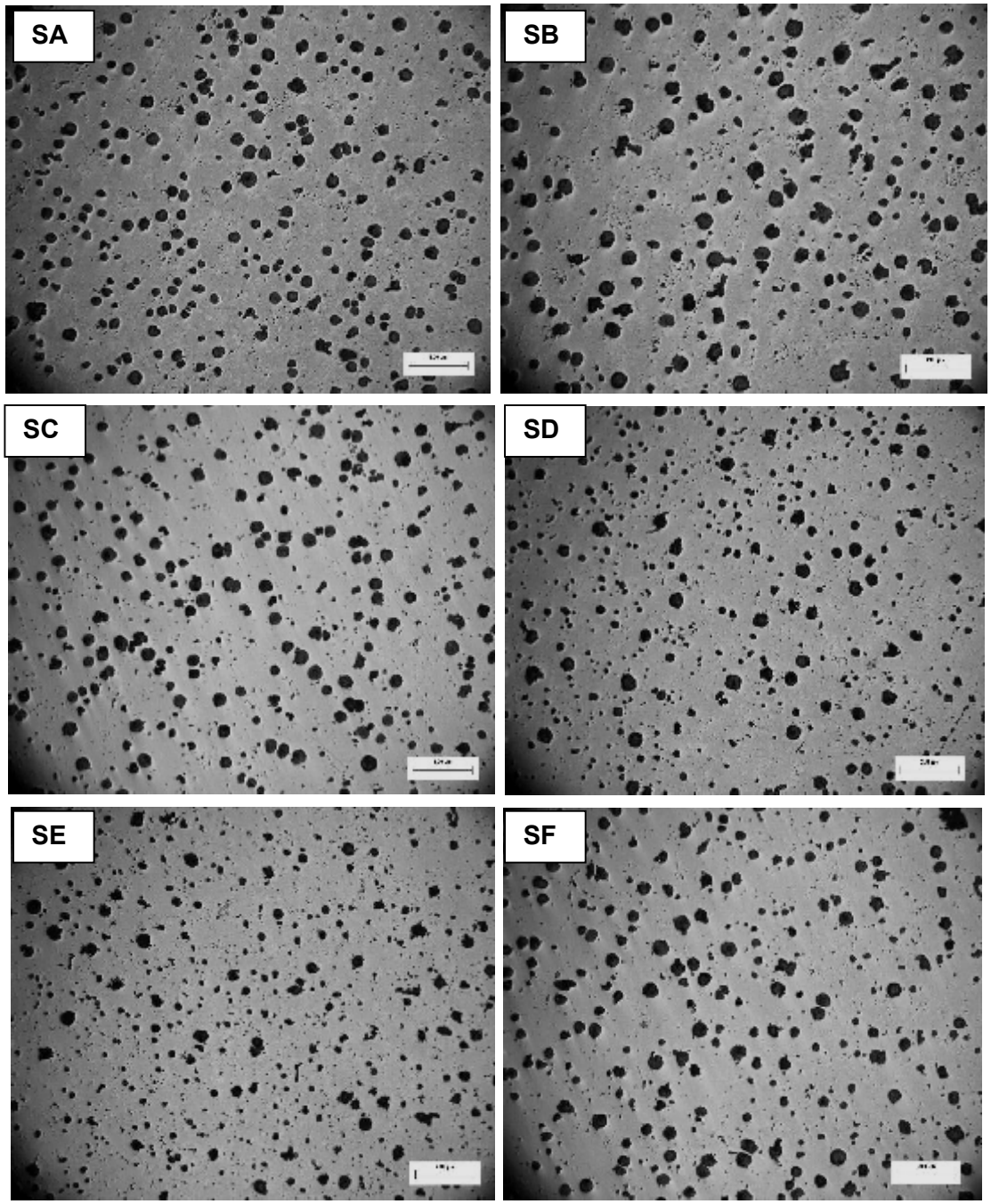


Figura 5.7. Metalografía de hierro nodular clase 120-90-02 con tratamiento isotérmico de austemperizado, distribución de los nódulos en las 6 zonas de la pieza (E2-CT- 400°C), fotos tomadas en el microscopio metalográfico, aumentos 100x, escala 200 µm, sin ataque.

5.6. Caracterización de la matriz en las piezas con tratamiento

La figura 5.8 y 5.9 muestra la microestructura de la pieza de hierro nodular tratada isotérmicamente a 300°C por dos horas.

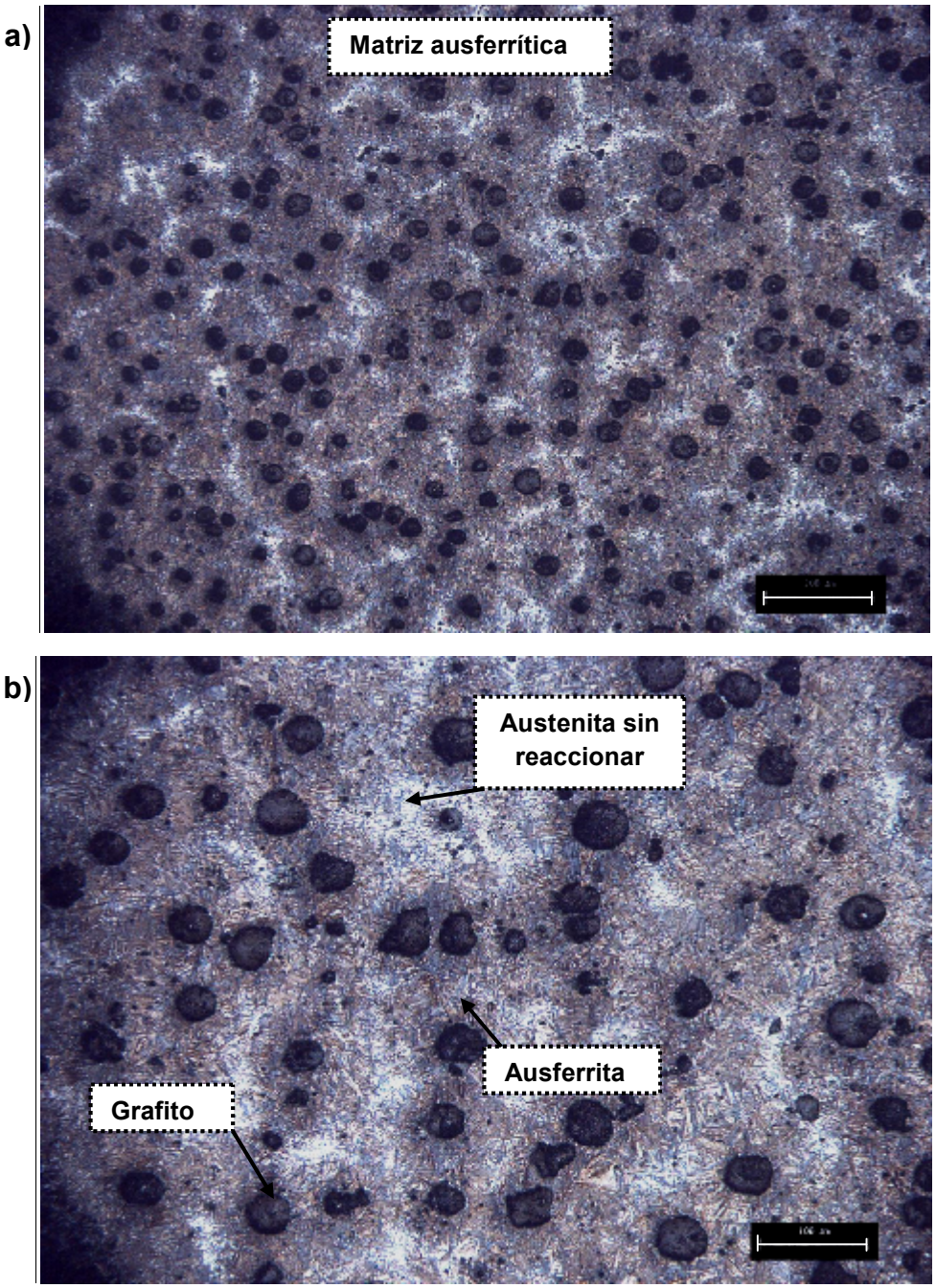
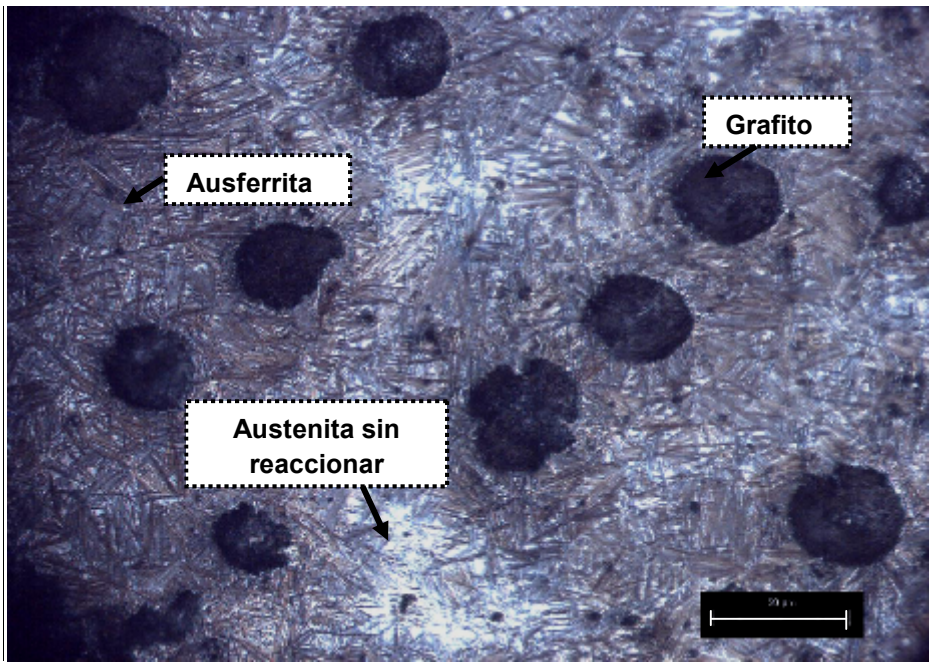


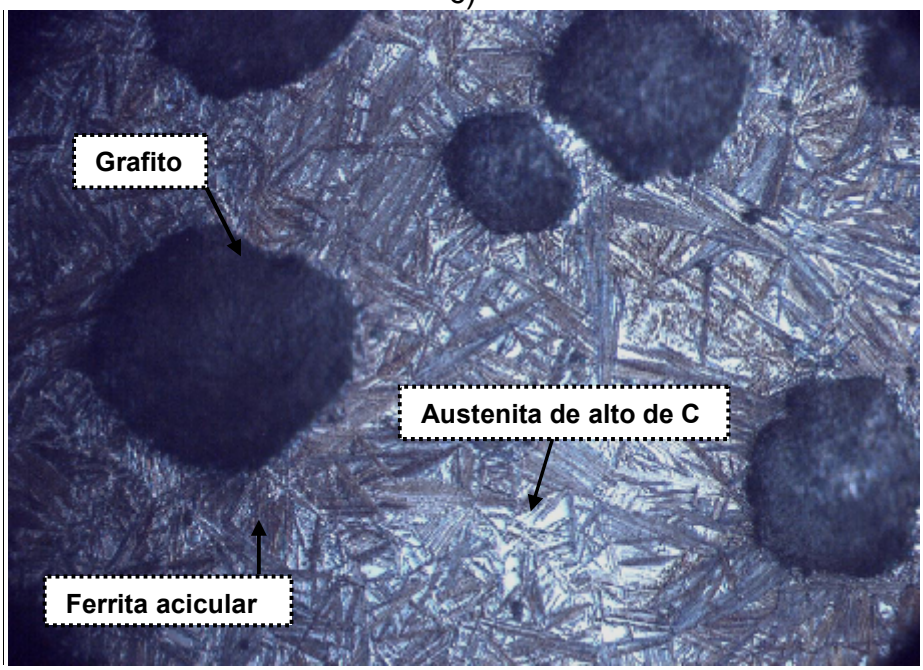
Figura 5.8. Caracterización metalográfica. Se aprecia: a) La matriz ausferrítica, imagen tomada a 100x, escala 200 µm. b) En esta imagen se observa la austenita sin reaccionar, los nódulos de grafito y la ausferrita. Imagen tomada a 200x, escala 100 µm, ambas atacadas con HNO_3 al 2% (Nital 2).

Etapa I: Temperatura de austenización 925°C- 45 minutos

Etapa II: Temperatura del isotérmico 300°C- 2 horas



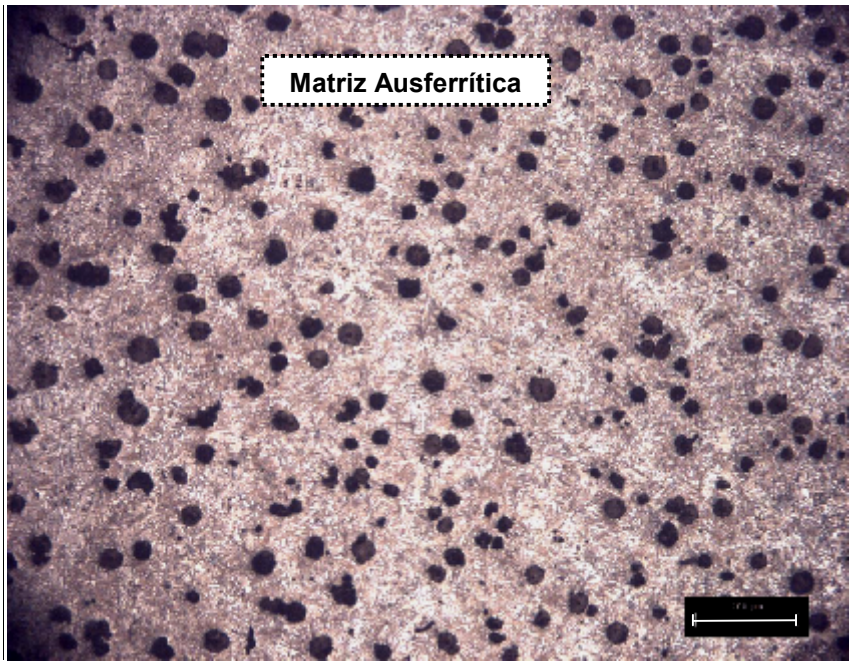
c)



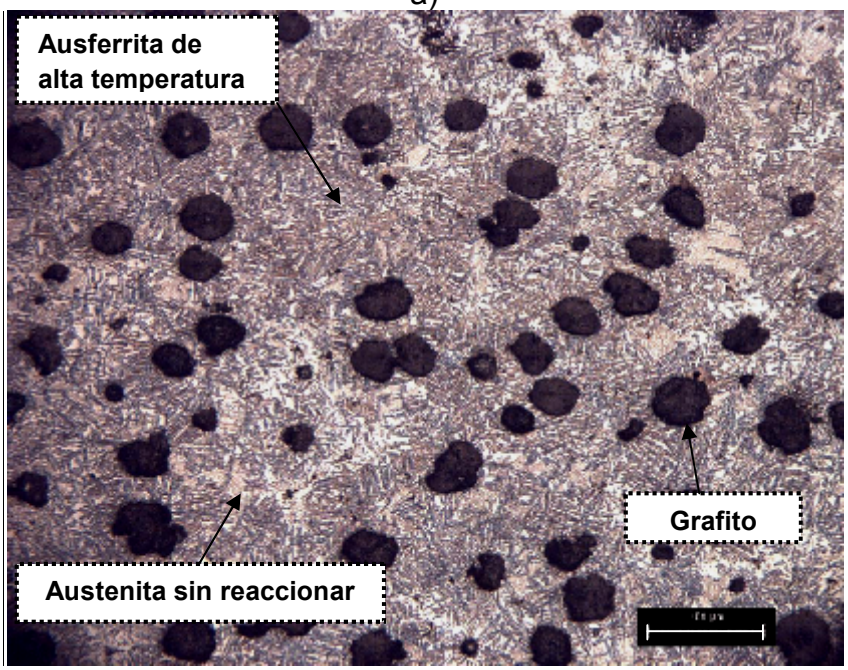
d)

Figura 5.9. Caracterización metalográfica. c) Matriz ausferrítica, imagen tomada a 500x, escala 50 µm. d) En esta imagen se aprecia claramente la ferrita acicular (placas desorientadas) y la austenita de alto contenido de carbono, imagen tomada a 1000x., ambas atacadas con HNO_3 al 2% (Nital 2).

La figura 5.10 y 5.11 muestra la microestructura de la pieza de hierro nodular tratada isotérmicamente a 400°C por dos horas.



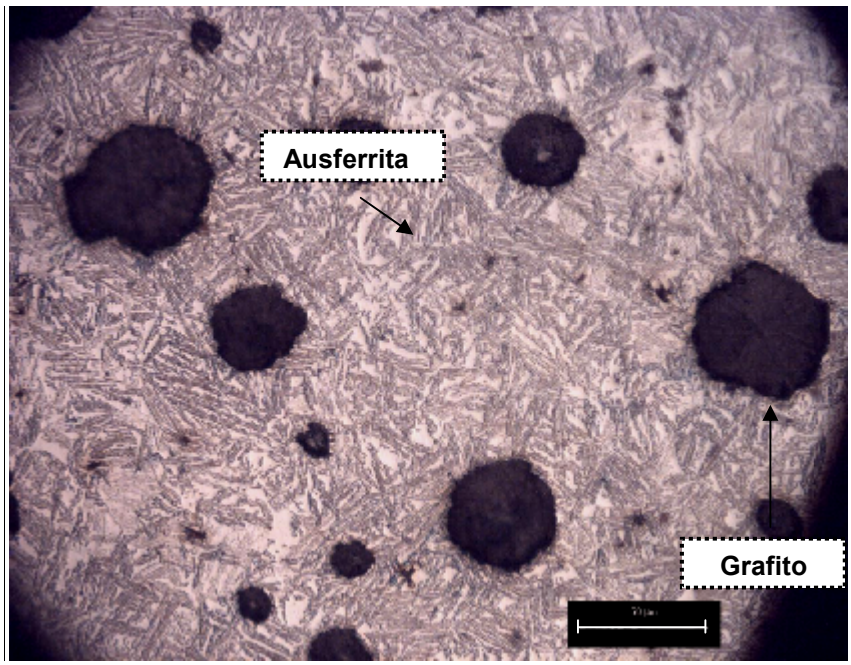
a)



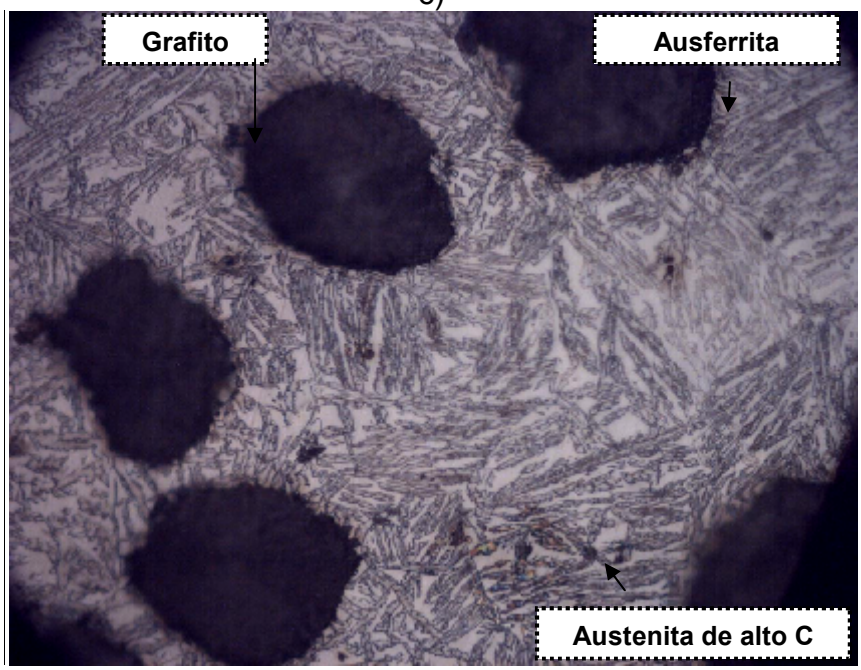
b)

Figura 5.10. Caracterización metalográfica. Se aprecia: a) Nódulos de grafito embebidos en una matriz ausferrita de alta temperatura, imagen tomada a 100x, escala 200 µm. b) En esta imagen se aprecia la austenita sin reaccionar, los nódulos de grafito y ausferrita. Imagen tomada a 200x, escala 100 µm, ambas atacadas con HNO_3 al 2% (Nital 2).

Etapa I: Temperatura de austenización 925°C- 1 hora
Etapa II: Temperatura del isotérmico 400°C- 2 horas



c)

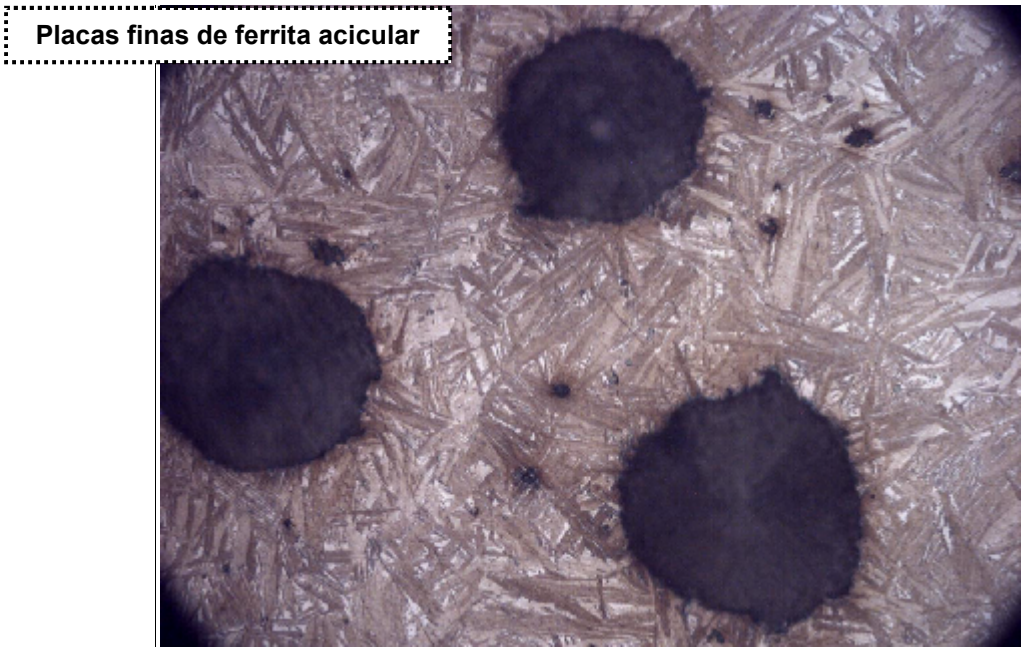


d)

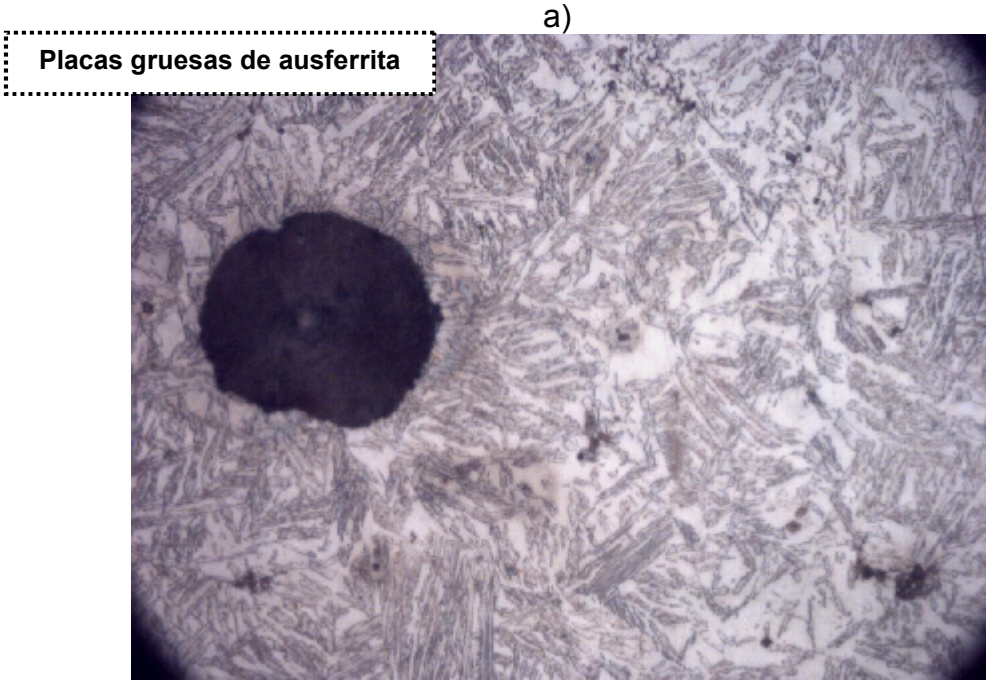
Figura 5.11. Caracterización metalográfica. Temperatura del tratamiento isotérmico 400°C. a) Matriz ausferrítica, imagen tomada a 500x, escala 50 µm. b) Se aprecian los microconstituyentes tal como: la ausferrita, austenita de alto contenido de carbono y los nódulos de grafito. Imagen tomada a 1000x., ambas atacadas con HNO_3 al 2% (Nital 2).

5.7. Microconstituyentes del hierro nodular austemperizado

En la figura 5.10 a y b se aprecia matriz obtenida cuando la temperatura en la etapa II del tratamiento isotérmico es 300°C y 400°C respectivamente.



a)



b)

Figura 5.12. Caracterización metalográfica. Temperatura del tratamiento isotérmico. a) 300°C Matriz ausferrítica de baja temperatura, imagen tomada a 1000x. b) 400°C, Matriz ausferrítica de alta temperatura, imagen tomada a 1000x., ambas atacadas con HNO_3 al 2% (Nital 2).

5.8. Dureza y Microdureza

En las tablas 5.7 a 5.9 se presentan los valores de la dureza y microdureza de las muestras de hierro nodular base y hierro nodular austemperizado.

Tabla 5.7. Valores de Dureza

Pieza	Escala	Dureza	Escala	Dureza
120-90-02 sin tratamiento térmico	HRC	18.3	HBN	226
120-90-02- tratamiento térmico 300°C	HRC	39.7	HBN	362
120-90-02- tratamiento térmico 400°C	HR C	27.5	HBN	264

HRC= Dureza Rockwell C, HBN= Dureza Brinell (3000 kgf, 10 mm ball)

Tabla 5.8. Valores de Microdureza de la pieza de hierro nodular 120-90-02 con tratamiento térmico, 300°C

Microconstituyente	Escala	Dureza	Escala	Dureza
Ausferrita	HV	535.8	HRC	51.4
Austenita estable	HV	683.0	HRC	59.3
Grafito	HV	30.3	HRC	----

HV= Dureza Vickers, HRC= Dureza Rockwell C

Tabla 5.9. Valores de Microdureza de la pieza de hierro nodular 120-90-02 con tratamiento térmico, 400°C

Microconstituyente	Escala	Dureza	Escala	Dureza
Ausferrita	HV	406.3	HRC	41.4
Austenita estable	HV	457.0	HRC	45.9
Grafito	HV	29.8	HRC	----

HV= Dureza Vickers, HRC= Dureza Rockwell C

5.9. DISCUSION DE RESULTADOS

Solidificación de la fundición de hierro nodular 120-90-02 y predicción de la microestructura.

Para lograr que una fundición solidifique siguiendo el diagrama estable es necesaria la adición de elementos de aleación llamados grafitizantes (C, Si, Al, Ni, Cu) los cuales tienen afinidad con el Fe y un efecto de dilución; por lo que retardan la formación de cementita (Fe_3C), en otras palabras, diluyen los pre agrupamientos atómicos Fe – C, para que no se forme cementita. Esta dilución se ve favorecida por un efecto de afinidad: el Fe es más afín a pre agrupamientos con Si, P, Al, etc. que con el C.

Por tanto, ésta fundición nodular al solidificar siguiendo el diagrama estable presenta una microestructura a alta temperatura de nódulos de grafito embebidos en una matriz de austenita. Continuando con el diagrama estable, entre la temperatura eutéctica y eutectoide el grafito ó el carbono comienza a perder solubilidad en la austenita y solidifica como grafito proeutectoide. La estructura en ese momento estará compuesta por grafito de solidificación, grafito proeutectoide y austenita eutectoide. Continuando con el enfriamiento lento la austenita eutectoide se transformará en ferrita y grafito. Si el enfriamiento es un poco más rápido siguiendo transformaciones al equilibrio la matriz resúltate será ferrita y perlita. Sin embargo la matriz se puede ver alterada por la presencia de elementos aleantes como el Mn.

Composición Química.

Como se menciona en la parte teórica de este trabajo, para producir una fundición ADI es necesario que se parta de un hierro nodular con adecuadas características metalúrgicas, las cuales están en función de la composición química, estas características son totalmente cubiertas por un hierro nodular clase 120-90-02 [38].

Durante la parte experimental se llevaron a cabo dos coladas, cuya composición de aprecia en las tablas 5.1 y 5.2, comparando esta composición con la del hierro nodular 120-90-02, se aprecia que:

- El % de elementos en las piezas de la colada 2 se encuentran dentro del rango establecido para el hierro nodular clase120-90-09.
- En las piezas de la colada 1 el valor del %C es bajo, el % de Si es alto, así como también el manganeso.

Calidad metalúrgica de las piezas de colada

Haciendo énfasis a la calidad metalúrgica del metal base se tiene que:

- En la pieza de la colada 1 se tiene un grafito irregular (grafito tipo III), 70% de nodularidad, 200 nódulos/mm^2 y un tamaño de nódulo de 6-7, estos valores se exponen con mayor claridad en la tabla 5.3. En cuanto a la matriz, se observa en ésta un 80% de perlita, con ferrita alrededor del grafito (figura 5.5).

- En la tabla 5.4 se observa que para la pieza de la colada 2 se tiene un grafito tipo I, 90% de nodularidad, 150 nódulos/mm^2 y un tamaño de nódulo de 6, calidad adecuada para el tratamiento isotérmico de austemperizado [9]. En cuanto a la matriz, se observa en esta un 90% de perlita, con ferrita alrededor del grafito (figura 5.6).

Con lo anterior puede apreciarse como la calidad y distribución de los nódulos de grafito es mejor en las piezas de la colada 2, esto es muy importante pues de esta manera se tendrá una difusión homogénea de grafito requerida para mantener estable la austenita a temperatura ambiente [17].

Al observar las imágenes de las piezas de la colada 1 y 2 (figura 5.3 y 5.4) es muy notoria la diferencia de la morfología de nódulo, lo anterior se debe principalmente a que:

- El magnesio es el elemento responsable de la esferoidización del grafito [31]. Se sabe que el tamaño, tipo, y % de nodularidad dependen principalmente del Mg. Trabajos realizados indican que para obtener una microestructura optima el nivel de magnesio residual (Mg total agregado como aleación menos el-consumido en el proceso de desulfuración y desoxidación) debe estar entre 0.04% y 0.06% [32].

  La cantidad de magnesio residual en la primera y segunda colada es 0.0246 y 0.0278 respectivamente, dichas cantidades están por debajo de lo establecido para obtener una buena nodularidad, lo anterior explica porque en las metalografías no se observa una nodularidad del 100%.

  Los bajos porcentajes de magnesio residual se pueden relacionar con el decaimiento, este decaimiento del magnesio se debe a que el tiempo transcurrido entre el tratamiento (nodulación) y la colada en el molde se prolonga demasiado. En dicho tiempo, el magnesio en el baño del metal líquido reacciona con el S y O_2, los nódulos formado se redisuelven y con esto disminuye la acción nodulizante del magnesio [33].

- De igual forma el porcentaje de C es mayor en las piezas de la segunda colada, resultando de esta forma un nódulo de mayor tamaño.

Haciendo énfasis a la densidad de nódulos, esta fue mayor en la pieza de la colada 1 así como también el porcentaje de silicio. Este elemento crea centros de nucleación para que precipite el carbono grafito, promoviendo una mayor densidad de nódulos de grafito. La concentración de este es 2.9 y 2.4% en peso, por tanto, en las piezas que tienen la concentración más alta (2.9 % de Si) y que corresponden a la de la colada 1, se tiene una mayor densidad de nódulos comparada con las piezas de la colada 2.

En las imágenes de la figura 5.4 y 5.5 se aprecia que la matriz de las de las piezas tanto de la colada 1 y 2 es perlítica, la cantidad de este microconstituyente es afectada por el % de Carbono equivalente, el % de manganeso y de la velocidad de enfriamiento, en donde:

- Manganeso. El contenido de manganeso en las fundiciones nodulares es de 0 a 1%, cuando el rango es de 0 a 0.2% la matriz será ferrítica, en el rango de 0.4 a 0.9 la matriz es perlítica. El porcentaje de manganeso en las piezas de colada es 0.665 y 0.680, resultando de esta forma una matriz perlítica.

- % de Carbono equivalente (% CE). Para las piezas de la primera colada el porcentaje de CE es de 4.24, mientras que para el de la segunda colada el valor es ligeramente superior 4.29, dichos valores están cerca de la composición eutéctica 4.3% CE, tomando en cuenta una velocidad de enfriamiento fuera del equilibrio, la matriz será aproximadamente 90% perlítica.

Debido a lo anterior se seleccionaron las piezas de la segunda colada para el tratamiento isotérmico.

Calidad metalúrgica de las piezas con tratamiento térmico.

Los datos de la tabla 5.5 y 5.6 corroboran lo mencionado anteriormente con respecto a la buena calidad metalúrgica de las piezas de la colada 2, aunque estos resultados corresponden a los de las piezas tratadas térmicamente (austemperizado), se aprecia también el buen tamaño, densidad y nodularidad del grafito. Comparando la matriz (figura 5.10) de las piezas con tratamiento isotérmico, teniendo como variable la temperatura (primero se trabajo con 300°C, posteriormente a 400°C ambos por dos horas) se aprecia una clara diferencia con respecto a: morfología de las placas, cantidad de austenita de alto carbono y dureza.

En la imagen 5.9 (c y b) se aprecia con mayor claridad un gran número de placas delgadas de ferrita acicular en donde no existe una orientación entre ellas, así mismo, se encuentran rodeadas por austenita de alto contenido de carbono. Lo anterior nos habla de una morfología típica para bajas temperaturas de austemperizado [34]. La temperatura del isotérmico a la cual se obtuvo esta morfología fue a los 300°C.

La figura 5.11 muestra la microestructura del hierro nodular austemperizado cuando la temperatura del isotérmico es más alta (400°C). Se observa un bajo número de placas gruesas de ferrita, morfología típica de la ausferrita de alta temperatura.

La transformación de austenita a placas de ferrita es un proceso de nucleación y crecimiento gobernado termodinámicamente por la diferencia de temperatura de austenización y de austemperado, cuando mayor es esta diferencia de temperatura, mayor es la fuerza impulsora para la nucleación de placas de ferrita [18]. Es por ello que cuando la temperatura de austemperizado es 300°C se observan un mayor número de placas finas de ferrita acicular.

Bajo el mismo criterio termodinámico, cuando mayor es esta diferencia de temperatura, también es mayor el rechazo de carbono desde la ferrita hacia la austenita circundante, esta austenita de mayor porcentaje de carbono es más estable que la austenita de menor porcentaje de carbono. Lo anterior es importante cuando se trabaja a altas temperaturas durante el austemperizado, en donde la austenita al tener menor porcentaje de carbono es “menos estable” y se puede ver afectada por el tiempo durante el isotérmico, presentándose la segunda etapa del proceso, figura 5.11, en la cual se forma bainita. Esto también concuerda con Ahmadabadi M., Vélez Juan y Olivera Erić [30, 16] en que el tiempo del tratamiento isotérmico a altas temperaturas debe ser menor que cuando se trabaja a bajas temperaturas.

Haciendo énfasis a la cantidad de austenita de alto carbono podemos apreciar (figura 5.10) que la cantidad de esta fase es mayor cuando la temperatura del isotérmico también lo es (400°C), lo anterior coincide con los resultados obtenidos por Olivera Eric y Milan Jovanovic [16], cuando mayor es la temperatura de austemperizado, la fuerza motriz para la formación de la ferrita es menor, por ende se tiene una mayor cantidad de austenita estable.

En cuanto respecta a la dureza, comparando los resultados presentados en la tabla 5.7, se puede ver que la dureza del hierro nodular sin tratamiento (226 BHN) está por debajo de los valores de las piezas tratadas isotérmicamente (362 BHN y 264 BHN). La pieza en la cual la temperatura del tratamiento isotérmico de austemperizado fue 300°C, presentó mayor dureza (362 BHN), lo anterior es debido a la morfología fina de la ferrita acicular. Estas características de la ferrita acicular proveen mejor dureza que una fundición nodular tradicional.
En general se observa que cuando el tratamiento isotérmico es a bajas temperaturas y se encuentra dentro de la ventana del proceso, las agujas de ferrita acicular son más finas, la cantidad de austenita estable es poca y la dureza es más alta, lo cual coincide con Bahmani y Hsu-Cheng-Hsun [35, 36].Cuando se trabaja a altas temperaturas (450°C) ocurre lo contrario.

En la tabla 3.1 se puede ver que la dureza BHN de la muestra austemperizada a 300°C se encuentra dentro del rango de un ADI clase 3, marcado por la norma ASTM 897 (BHN 341-444). La dureza de la segunda muestra (austemperizada a 400°C) se encuentra dentro del rango de un ADI clase 1, marcado por la norma ASTM 897 (BHN 269-321).

Las morfologías y durezas obtenidas en este trabajo son típicas de los hierros ADI, lo que nos indica que las condiciones de tiempo-temperatura de austenización y tiempo- temperatura de austemperizado son adecuados para trabajar dentro de la ventana de proceso (figura 5.11).

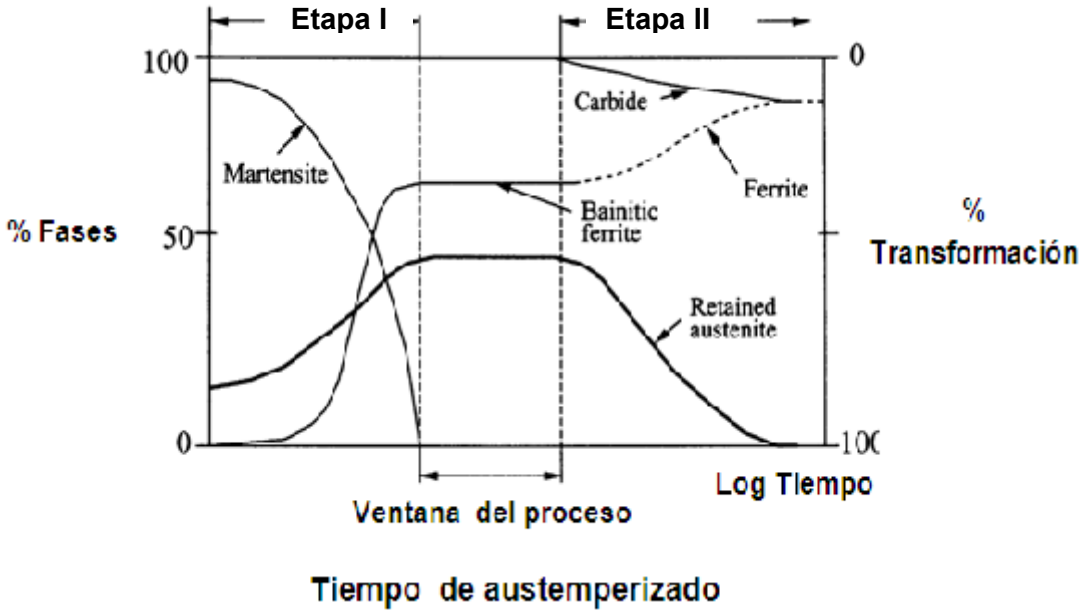


Figura 5.11. Representación esquemática del desarrollo de la microestructura durante el austemperizado, se ilustra también la ventana del proceso[1] [15, 37].

[1] La ventana del proceso se refiere a las condiciones óptimas (temperatura- tiempo de austenización y la temperatura- tiempo de austemperizado) bajo las cuales se obtiene un hierro nodular con matriz ausferrítica.

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES

CAPITULO 6. CONCLUSIONES

- Las dimensiones del sistema de alimentación y colada fueron adecuadas para obtener una pieza de buena calidad metalúrgica libre de defectos asociados al diseño de colada y rechupes por diseño de alimentadores.
- Para la obtención de un hierro nodular austemperizado es necesario partir de un hierro nodular base de buena calidad metalúrgica: nodularidad 90%, tipo de nódulo I o II, tamaño de nódulo 5-6, densidad de nódulo mínimo de100 nódulos/mm^2.
- La temperatura de austenización para un hierro nodular clase 120-90-02 es conveniente que se maneje sobre los 925°C, el tiempo depende de las dimensiones de la pieza, sin embargo se recomienda sea una hora y media por pulgada de sección.
- El rango de la temperatura del austemperizado para un hierro nodular 120-90-02 es de 250°C a 450°C. Para bajas temperaturas (300°C) dos horas son adecuadas para obtener un ADI de dureza media (ADI grado 3). Para altas temperaturas (400°C) dos horas son adecuadas para obtener un ADI de baja dureza (ADI grado 1). Bajo estas condiciones se logra trabajar dentro de la ventana del proceso, evitando de esta forma morfologías en la matriz que repercutan a las propiedades mecánicas.
- La dureza es mayor cuando las agujas de ferrita acicular son finas y la cantidad de austenita de alto carbono es poca, lo anterior se logra cuando la temperatura de austemperizado es baja (alrededor de los 300°).
- Finalmente, se logro obtener un buje de hierro nodular austemperizado con dos propiedades diferentes, las cuales deben ser consideradas con base a la aplicación particular que se defina.

Bibliografía

[1] American Society Metallurgical (ASM), "*Casting*", Vol. 15, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Editorial ASM International, 1992, pp. 443, 1420 – 1454.

[2] Donald Askeland, *"Ciencia e Ingeniería de los Materiales",* International Thomson Editores, 1988, pp. 195-200.

[3] Pérez P., Pérez A., Velázquez C. "*Efecto de la inoculación en cuchara de hierros grises fundidos en hornos de cubilote".* Universidad de Antioquia. Revista Colombiana de Materiales, 2001.

[4] Svensson, I.L., Millberg, A., Diószegi, A., "*A study of eutectic inoculation in grey iron by addition of Fe-Si-Ca-Al-, Sr, Ba, Zr, Ti, RE and C*". Journal of Cast Metals Research, 2003, pp. 29-34.

[5] Apraiz B. J. *"Fundiciones",* 3ra edición, editorial Dossat S. A., Madrid España, 1977, pp. 12, 13,143 - 164,.

[6] Walton C. F y Opar T. J*., "Iron Casting Handbook covering data on Grey, Malleable and Ductile Iron,"* Iron Casting Society Inc, New York, 1981, pp. 378 – 401.

[7] Ruiz Tamayo, G. "*Producción de hierro nodular con Fe-Si-5%Mg a partir del diseño de un convertidor de doble cámara*", Tesis, UNAM. 2003.

[8] Ductile Iron Data for Design Engineers. Published for: QIT-Fer et Titane Inc. Section IV Austempered Ductile Iron.

[10] Kathy L. Hayryne. *"The Production of Austempered Ductile Iron (ADI)",* 2002, World Conference on ADI.

[11] H. Roedter. *"Austempered Ductile Iron".* Biuletyn Metals Minerals. 2004.

[12] K.L.Hayrynen, K.R. Brandenberg, "*Applications of Austempered Cast Iron",* AFS 2002.

[13] A.W. Orłowicz, M. Mróz A, Trytek. "*Application of ultrasound in testing of heat-treated cast iron",* Foundry Engineering, 2007.

[14] Sebastián Laino, Hugo R. Ortíz y Ricardo C. Dommarco. "*Resistencia a la abrasión de unas para pala mecánica fabricadas en ADI*". Grupo Tribología, Univ. Nacional de Mar del Plata. 2004

[15] M.A. Yescas, H.K.D.H Bhadeshia,. "*Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons*". Materials Science and Engineering: A, Volume 311, July 2001, pp. 162-173.

[16] Olivera Erić, Dragan Rajnović, *"Microstructure and fracture of alloyed Austempered ductile iron",* Materials Characterization, 2006, pp. 211–217.

[17] Martínez, Mónica. "*Desarrollo y caracterización de fundiciones nodulares austemperizadas recubiertas con zinc mediante proyección térmica*". Tesis, Facultad de Química, UNAM 2007.

[18] L. Navea1, R. Mannheim2, J. Garín2. "*Transformación martensitica mediante deformación en frío de fundiciones nodulares austemperadas*" Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile, Santiago, Chile, Revista de la Facultad de Ingeniería, 2006, pp. 21-26.

[19] ASTM 897-90. *Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings*. ASTM International.

[20] A.A. Nofal, L. Jekova. *"Novel processing techniques and applications of austempered ductile iron",* Journal of the University of Chemical Technology and Metallurgy*, 2009, pp. 213-228.*

[21] John R, Keough, and Vasko Popovski. *"Agricultural Applications of Austempered Iron*". 2009

[23] Miguel Antonio Acosta Esqueda, Miguel Martínez Madrid, José Alfredo López. "*El Tratamiento de los Hierros Nodulares en el mejoramiento de los materiales en la industria automotriz".* Publicación Técnica No. 148 Sanfandila, Qro, 2000.

[24] John R. Keough. *"Austempered Ductile Iron (ADI) - A Green Alternative".* April 2010.

[25] K.L Hayrynen, K.R.Brandenberg. *"Applications of Austempered Cast Irons"*. AFS 2002.

[24] Aranda, Víctor. "*Efecto de la Temperatura y Tiempo de Austenización en la Disolución de Carburos en un Hierro Nodular Blanqueado (D 120 / 90 / 02 Modificado")*, Tesis, Facultad de Química, UNAM 2010.

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

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

[26] ASTM E407-99. *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*. ASTM International. Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.

[27] ASTM E384-11. *Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*. ASTM International. Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.

[28] ASTM E18-08. *Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials*. ASTM International. Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.

[29] ASTM A247 – 67. *Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings*. ASTM International. Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 2000.

[30] Ahmadabadi M., et al., "*Effects of succesive austempering on the tribological behavior of ductile cast iron*". Wear, Vol. 231, pp. 293-300, 1999.

[31] R. Castillo, V Bermont. "*Relaciones entre la microestructura y las propiedades mecánicas en fundiciones nodulares*". Rev. Metal Madrid 35 (1999) pp. 329-334.
[32] G.M Goodrich, D.P. Jones. "Factors Affecting Ductile Iron Nodule Count: A literature review". AFS. 1994, pp. 1031-1307**.**

[33] Escobar Mejía, D. "*Relación azufre-magnesio en hierros vermiculares*", Tesis, UNAM. 2003.

[34] G.Francucci, H. Ortíz, R. Dommarco, "*Estudio del desgaste en uñas para pala mecánica*". Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata. 2005.

[35] Bahmani, M. Elliott, R. *"The austempering Kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron".* Journal of Materials Science. 1997.

[36] Cheng-Hsun, Hsu. Jung-Kai, Lu. "*Effects of low temperature coating process on mechanical behaviors of ADI".* Materials Science and Engineering. 2005, pp. 282.

[37] D.J. Moore, T.N. Rouns, K.B. Rundman, AFS, 1986, pp. 255–264.

[36] Foundrymen´s Guide to Ductile Iron Microstructures. The American Foundrymen´s Society. 1987.

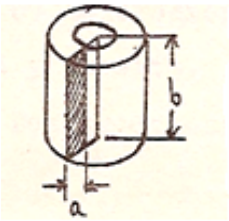
Páginas web

[9] Ductile Iron Society.
http://www.ductile.org [Consulta: 21 de mayo de 2011]

[22] Austempered Ductile Iron.
http://www.aditreatments.com/materials.php [Consulta: 01 de febrero de 2011]

ANEXO 1. SISTEMA DE ALIMENTACIÓN

Modulo de solidificación de la pieza (BUJE)



$$M = \frac{a \cdot b}{2(a+b)}$$

Donde:

Msp= Modulo de solidificación de la pieza
Msa= Modulo de solidificación del alimentador
ρ_l= Densidad del hierro nodular liquido
ρ_s = Densidad del hierro nodular solido
Vp= Volumen de la pieza
Aa= área del alimentador
Ha= altura del alimentador
Da= diámetro del alimentador

Cálculo del modulo de solidificación de la pieza

a = 1.6 cm
b = 6.5 cm

$$Msp = \frac{1.6 \cdot 6.5}{2(1.6 + 6.5)} = 0.64197$$

$$\mathbf{Msp = 0.64197}$$

Cálculo de alimentadores, según Adams & Taylor

$$\frac{H_a}{D_a} = 1 \qquad \frac{k_A}{kp} = 1$$

$$\rho_l = 7.3\ {}^{g}/_{cm^3}\ ;\ \rho_s = 7.45\ {}^{g}/_{cm^3}$$

$$Ms_a = \frac{Ms_p \frac{Ka}{Kp} + \beta \frac{Vp}{Aa}}{1 - \beta}$$

Donde $\beta = \frac{\rho_s - \rho_l}{\rho_s}$; $\beta = \frac{7.45 - 7.3}{7.45} = 0.02013$

$$Vp = \frac{\pi}{4} D^2 H - \frac{\pi}{4} D_{int}^2 H$$

$$Vp = \frac{\pi}{4}(6.5)(5.2^2 - 2^2) = 117.6212\ cm^3$$

$$Ms_a = \frac{(0.64197)\ (1) + (0.02013)\ \frac{Vp}{Aa}}{1 - 0.02013}$$

$$Ms_a = \frac{(0.64197)\ (1) + (0.02013)\ \frac{117.6212}{\frac{3}{2}\pi D_a^2}}{1 - 0.02013}$$

$$Ms_a = \frac{D_a}{6} \quad ; \quad \frac{D_a}{6} = \frac{(0.64197)\ (1) + (0.02013)\ \frac{117.6212}{\frac{3}{2}\pi D_a^2}}{1 - 0.02013}$$

Despejando D_a se tiene

$D_a^3 - 3.9312D_a^2 + 3.05676 = 0$

Donde: $\mathbf{D_a = 4.2302\ cm}$

De acuerdo a la relación (2) $\mathbf{H_a = 4.2302\ cm}$

<u>Calculo para obtener las dimensiones para el cuello del alimentador</u>

Tipo de alimentador = lateral caliente

D_n = diámetro del cuello

$D_n = L_n + 0.1\ D_a$

L_n = altura del cuello

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

$$\mathbf{L_n} = \frac{4.2302}{3} = \mathbf{1.4106\ cm}$$

$\mathbf{D_n}$ = 1.4100 + 0.1 (4.2302) = $\mathbf{1.83\ cm}$

Calculo para obtener el Modulo de solidificación del alimentador

$$Ms_a = \frac{Ms_p \frac{Ka}{Kp} + \beta \frac{Vp}{Aa}}{1 - \beta}$$

$$Ms_a = \frac{(0.64197)\,(1) + (0.02013)\,\dfrac{117.6212}{\frac{3}{2}\pi(4.2302)^2}}{1 - 0.02013} = 0.67004$$

Msa= 0.67004

Nota: Las dimensiones fueron corroboradas con el simulador Procast.

ANEXO 2. SISTEMA DE COLADA

<u>Calculo para obtener la dimensión del área transversal de la bajada</u>

$$A_{ENT} = \frac{W}{C\rho t\sqrt{2gH_{cal}}} \qquad H_{cal} = h - \frac{p^2}{2x}$$

Donde:

$A_{ENTRADA}$ = área total 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} = 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

Determinación de W

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

Volumen del alimentador

$$V_{alim} = \frac{\pi}{4}D_a^2H = \frac{\pi}{4}(4.2302)^2(4.2302) = 59.52\ cm^3$$

Metal demandado por alimentador

$$g_{metal} = 59.52\ cm^3 \times 7.3\frac{g}{cm^3} = 434.55\ g$$

Número de alimentadores = 4

Metal total demandado por los alimentadores =1738. 2 g

Metal demandado por pieza

$$g_{metal} = 117.6212\ cm^3 \times 7.3\frac{g}{cm^3} = 858.62\ g$$

Número de piezas = 4
Metal total demandado por los alimentadores=3 434.48 g
W = 1738. 2 + 3 434.48 = 5 172.68 g
W = 5 172.68 g = 5.172
$\mathbf{W = 5.172\ Kg}$ (Cantidad de metal demandado por las piezas y alimentadores)

Determinación de H_{cal}

x = 5.2 cm p = 2.6 cm h = 12.5 cm

$$H_{cal} = 12.5 - \frac{2.6^2}{2 \times 5.2}$$

$$H_{cal} = 12.5 - 0.65 = 11.85 \text{ cm}$$

$$\mathbf{H_{cal} = 11.85 \text{ cm}}$$

Determinación de t

$$t = s\sqrt{W}$$

$$\mathbf{t = 2.20\sqrt{5.172} = 5\ s}$$

Sustituyendo los valores obtenidos en la ecuación (c) se tiene:

$$A_{TBajada} = \frac{5\,172.68 \text{ g}}{0.45 \square 7.3\ {}^{g}/_{cm^3} \times 5 \text{ s} \times \sqrt{(2 \times 981\ {}^{cm}/_{s^2} \times 11.85 \text{ cm})}}$$

$$A_{Tbajada} = \frac{5\,172.68 \text{ g}}{2\,504.45} = 2.065 \text{ cm}^2$$

$$\boxed{A_{Tbajada} = 2.065 \text{ cm}^2}$$

$2.065 = \pi r^2$
$r^2 = 0.6573$ $r = 0.8107$
$D_2 = 1.62$

Si $D_1 = D_2 \left(\frac{h_t}{h_c}\right)^{\frac{1}{4}}$

Donde h_t representa la altura total de la bajada, h_c la altura de la copa de la bajada y D_1 el diámetro superior de la bajada.

$$D_1 = 1.62 \times \left(\frac{12.8}{3.2}\right)^{\frac{1}{4}} = 2.29$$

Con base a la relación de colada se obtiene las dimensiones de sistema de colada

1.0:0.90:0.85 Sistemas Presurizados

Calculo para obtener la dimensión del área transversal total del corredor

$B_T = 0.90\ A_T$
$B_T = 0.90\ (2.065)$
$B_T = 1.85\ cm^2$

B=1.36 cm

Calculo para obtener la dimensión del área transversal total de las entradas

$C_T = 0.94\ B_T$
$C_T = 0.94\ (1.85)$
$C_T = 1.74\ cm^2$

C=1.31 cm

ANEXO 3. SECUENCIA DE CARGA Y BALANCE DE CARGA PARA LA FABRICACION DEL HIERRO NODULAR 120-90-02

SECUENCIA DE CARGA:

Materia prima primaria:
Fundiciones férreas (chatarra)
Chatarra de acero

Materia prima secundaria:
Ferroaleaciones: FeSi (75% Si), FeMn (74% Mn), FeSiMg (6% Mg, 45% Si)
Cu (100% Cu)
Recarburante (100% C)

Tratamientos al metal líquido:
Nodularización: proceso sándwich, eficiencia 45-50%
Inoculación
Post inoculación

Capacidad de la olla de tratamiento: 30 Kg

Composición química preliminar:

3.25 %C, 1.47 % Si, 0.275 %Mn, 0.013 S, 0.06 % Cu, 0.005% Mg

Composición química hierro dúctil 120-90-02:

3.65 %C, 2.45 % Si, 0.6 %Mn, 0.045 S, 0.5 % Cu, 0.06% P, 0.04% Mg

BALANCE DE CARGA PARA LA MATERIA DE AJUSTE: Calculo de FeSiMg (noduloy)

Para determinar la cantidad de FeSiMg total y tener un Mg residual de 0.04% se deben tomar en cuenta las siguientes consideraciones:

- Cantidad de Mg durante la desulfuración
- Eficiencia del método sándwich 45-50%

%S en el preliminar=0.013

$0.013\% \times \frac{30\ Kg}{100\%} = 0.0039 Kg = 3.9 g$ de S

Mg + S ⟶ MgS

1 mol 1 mol = 1 mol

$3.9\ g\,S \times \frac{1\ mol}{32\ g\,S} \times \frac{1\ mol\,Mg}{1\ mol\,S} \times \frac{24.3\ g\,Mg}{1\ mol} = 2.96\ g\ de\ Mg$

2.96 g de Mg se agota durante la reacción con S

Considerando que el Mg residual ideal es de 0.04 % se tiene que:

$0.04\ \% \times \frac{30\ Kg}{100\%} = 0.012\ Kg = 12\ g$

Mg_{total}= 2.96 g + 12g =14.96 g

$\underline{Mg_{total} = 14.96\ g}$

Ferroaleación FeSiMg (45% Si, 6% Mg)

14.96 g----------→ 6.0%

X----------→100%

X=248.33 g de FeSiMg

Considerando una eficiencia del 50% se tiene que

248.33 g----------→100%

X----------→50%

X=124.16 g de FeSiMg

Por lo tanto, la cantidad de FeSiMg total para tener un Mg residual idea (0.04%) es de:

$FeSiMg_{total}$ =248.33 +124.16 = 372.5 g

$\underline{FeSiMg_{total} = 372.5\ g}$

Balance para el Si: Calculo de FeSi

Ferroaleación FeSiMg (45% Si, 6% Mg)

Para determinar la cantidad de silicio de debe considerar lo siguiente:

- Si en FeSiMg
- Si durante la inoculación
- Si en horno

Gramos de Si que aporta el nodulizante (FeSiMg):

$$375.5 \text{ g FeSiMg} \times \frac{45\%}{100} = 167.6\ g\ de\ Si$$

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

$$0.1676\ Kg \times \frac{100\%}{30\ Kg} = 0.55\ \%\ de\ Si$$

Considerando 0.15% de Si por la inoculación. La cantidad de silicio demandada durante el tratamiento es:

$Si_{\text{total en la olla}}$= 0.55% +0.15% =0.7%

Silicio requerido= 2.45 %

Por lo tanto en el horno de inducción se debe manejar un porcentaje de silicio de:

% Si_{horno} = 2.45 % - 0.7% = 1.75 %.

<u>% Si_{horno} = 1.75 %</u>

1.47 % Si en el preliminar

% $Si_{requerido}$ = 0.28 % Si

La cantidad de silicio necesario para ajustar el 1.75% en el horno es:

Ferroaleación FeSi (45% Si)

1.5% Si en el preliminar

$$0.28\ \% \times \frac{90\ Kg}{100\ \%} = 0.252\ Kg \text{ de Si}$$

252 g----------→ 45 %

X----------→100%

<u>X= 560 g de FeSi</u>

Balance para el Mn

0.27 % Mn en el preliminar
$Mn_{requerido} = Mn_{total} - Mn_{preliminar}$
$Mn_{requerido} = 0.6 - 0.27$

$0.33\ \% \times \frac{90\ Kg}{100\ \%} = 0.297\ Kg$ de Mn

Ferroaleación FeMn (74% Mn)

229 g----------→ 74 %
X----------→100%

<u>X= 401.3 g de FeMn</u>

Balance para el Cu

0.065 % Cu en el preliminar
$Cu_{requerido} = Cu_{total} - Cu_{preliminar}$
$Cu_{requerido} = 0.5 - 0.065$

$0.435\ \% \times \frac{90\ Kg}{100\ \%} = 0.391\ Kg$ de Mn

Materia de ajuste: (100 % Cu)

391 g----------→ 100 %
X----------→100%

<u>X= 391 g de Cu</u>

Balance para el C

3.25 % C en el preliminar
$C_{requerido} = C_{total} - C_{preliminar}$
$Cu_{requerido} = 3.5 - 3.25$

$0.25\ \% \times \frac{90\ Kg}{100\ \%} = 0.225\ Kg$ de C

Materia de ajuste: Recarburante (100 % C)

225 g----------→ 100 %
X----------→100%

<u>X= 225 g de Recarburante</u>