



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

TESIS

**EFFECTO DEL TIEMPO DE TRATAMIENTO ISOTÉRMICO EN LAS
PROPIEDADES Y MICROESTRUCTURA DE UN HIERRO CADI**

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

PRESENTA

RODRIGO GODOY SERRANO



MÉXICO, D.F.

AÑO 2014



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: Profesor: EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO

VOCAL: Profesor: JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

SECRETARIO: Profesor: ARTURO ALEJANDRO SÁNCHEZ SANTIAGO

1er. SUPLENTE: Profesor: ADRIÁN MANUEL AMARO VILLEDA

2° SUPLENTE: Profesor: AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA: FACULTAD DE QUÍMICA EDIFICIO D,
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA.

ASESOR DEL TEMA:

Dr. José Alejandro García Hinojosa

SUPERVISOR TÉCNICO:

M. en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo

SUSTENTANTE:

Rodrigo Godoy Serrano

ÍNDICE

Introducción.....	1
Objetivos.....	1
Capítulo 1. Marco Teórico.....	2
1.1. Hierros colados	2
1.1.1. Tipos de hierros colados.....	3
1.1.2. Principales características de las fundiciones.....	5
1.1.3. Medición de las propiedades mecánicas de las fundiciones.....	6
1.2. Hierro nodular.....	8
1.2.1. Fabricación.....	9
1.2.2. Fases Principales de las fundiciones.....	9
1.2.3. Clasificación y propiedades mecánicas.....	12
1.2.4. Efecto de los elementos de aleación y aleantes.....	14
1.3. Tratamientos térmicos de los hierros nodulares.....	18
1.3.1. Características generales de los tratamientos térmicos.....	18
1.3.2. Aplicaciones.....	23
Capítulo 2. Antecedentes.....	24
2.1. Hierro nodular Austemperizado.....	24
2.1.1. Etapas del tratamiento de austemperizado.....	25
2.1.2. Propiedades y características del austemperizado.....	26
2.1.2.1. Temperatura y tiempo de austenización.....	26

2.1.2.2. Enfriamiento desde la temperatura de austenización.....	28
2.1.2.3. Austemperizado.....	29
2.1.2.4. Ventana de proceso.....	30
2.1.3. Microestructura de ADI.....	30
2.1.4. Consideraciones generales para producir ADI.....	31
2.1.5. Efecto de los elementos de aleación en el tratamiento de austemperizado.....	33
2.1.6. Aplicaciones de ADI.....	35
2.2. Hierro dúctil austemperizado con carburos.....	36
2.2.1. Formación de carburos en CADI.....	36
2.2.2. Propiedades y aplicaciones de CADI.....	37
2.2.3. Principales ventajas y desventajas del CADI.....	38
2.2.4. Aplicaciones.....	39
Capítulo 3. Desarrollo experimental.....	41
3.1. Material base.....	41
3.2. Caracterización microestructural.....	41
3.2.1. Muestreo y corte de piezas.....	41
3.2.2. Preparación metalográfica.....	42
3.3. Tratamiento de austemperizado.....	44
3.4. Propiedades mecánicas evaluadas.....	44
3.4.1. Ensayo de Impacto.....	44
3.4.2. Dureza Brinell.....	45

Capítulo 4. Resultados y análisis.....	46
4.1. Composición Química.....	46
4.2. Caracterización y evaluación del hierro nodular base con carburos.....	47
4.3. Microestructuras y evaluación después del tratamiento de austemperizado.....	49
4.4. Evaluación de las propiedades mecánicas.....	56
Capítulo 5. Conclusiones.....	60
Anexos.....	61
1. Nodularidad.....	61
2. Tamaño de nódulo.....	62
3. Densidad de nódulos.....	63
Bibliografía.....	64

Introducción.

El desarrollo continuo en la industria de los materiales ferrosos para obtener materiales con altas propiedades mecánicas ha evolucionado, tal que se han desarrollado fundiciones con tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas; tales como tenacidad, dureza y resistencia.

El hierro nodular austemperizado conocido por ADI por sus siglas en inglés "Austempering Ductile Iron" es el desarrollo de una fundición nodular con tratamiento isotérmico llamado austemperizado en el cual la microestructura está formada por nódulos de grafito en una matriz de ausferrita. Para mejorar las propiedades mecánicas del hierro nodular y ser aun más competitivo con un acero, actualmente se realizan investigaciones sobre los hierros CADI por sus siglas en inglés "Carbide Austempering Ductile Iron", que son similares a los hierros ADI pero con carburos disueltos en la matriz.

Los hierros CADI al igual que los ADI son sometidos a un tratamiento isotérmico de austemperizado pero con la diferencia que el hierro nodular base contiene carburos disueltos en la matriz, estos carburos son controlados por velocidad de enfriamiento o composición química principalmente. La combinación los carburos de la matriz y la microestructura ausferrítica que consiste de ferrita acicular y austenita estable proporcionan al material excelentes propiedades mecánicas para materiales que demandan resistencia al desgaste y a la abrasión y una alta tenacidad.

Los hierros CADI por sus altas propiedades mecánicas se aplican en industrias tales como; mineras, maquinarias para agricultura, para la construcción entre otras.

Objetivos.

Determinar el efecto que tiene el tiempo de tratamiento isotérmico en la formación de ausferrita de un hierro nodular con carburos aleado con Cromo, correlacionados con la dureza y la resistencia al impacto.

Determinar el tiempo óptimo de tratamiento isotérmico donde se tienen adecuadas propiedades mecánicas; tenacidad y dureza.

Capítulo 1.

Marco Teórico.

1.1. Hierros colados.

Los hierros colados son una familia de aleaciones ferrosas con una amplia variedad de propiedades, como principal característica tiene normalmente como elementos principales de aleación entre 2 y 4 por ciento de Carbono y de 1 a 3 por ciento de Silicio, aun que también pueden estar presentes otros elementos de aleación para controlar o modificar ciertas propiedades mecánicas. (1)

Los hierros colados experimentan la reacción eutéctica durante la solidificación de acuerdo al diagrama Hierro- Carbono. El diagrama metaestable que estudia los aceros y fundiciones blancas corresponde a aleaciones de bajo contenido de Silicio y el diagrama estable aplica para condiciones donde existe alto contenido de Silicio, así como un lento enfriamiento de la aleación y una inoculación efectiva provocando centros de nucleación y crecimiento del eutéctico.

Las líneas de transformación del eutéctico y eutectoide del diagrama estable son superiores que las del metaestable ya que en el estable la austenita es capaz de disolver menor cantidad de Carbono que el que disuelve la transformación metaestable, las líneas varían de acuerdo al contenido de Silicio en la aleación, como se muestra en la figura 1.1. (2)

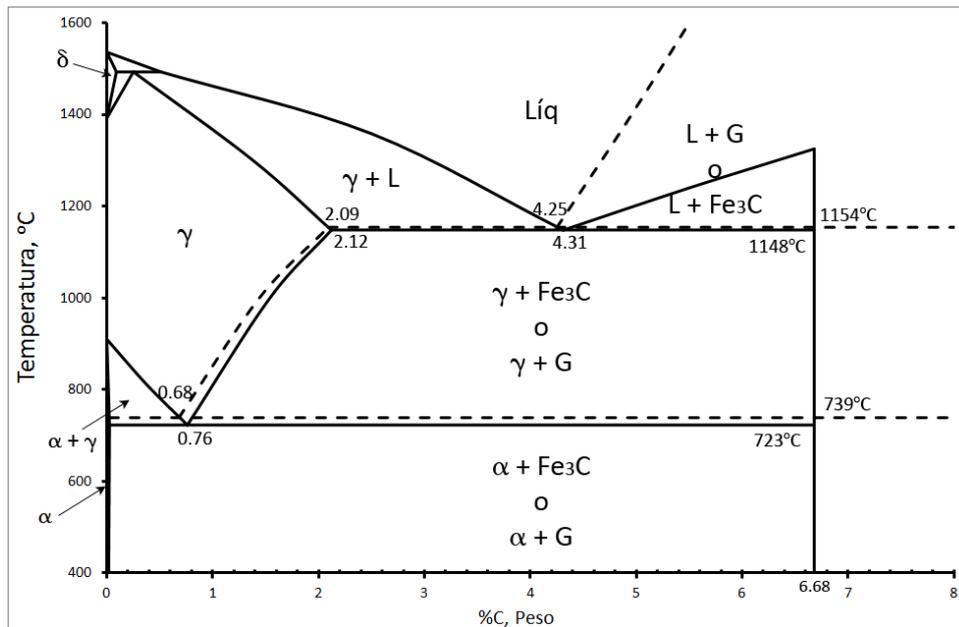


Figura 1.1. Diagrama de fases Hierro- Carbono (Fe -C), muestra la relación entre las reacciones de equilibrio entre hierro-grafito (línea punteada) y hierro- cementita (línea completa). (3)

1.1.1. Tipos de hierros colados.

Los hierros colados se clasifican por la forma en la cual precipita el Carbono dependiendo de la velocidad de enfriamiento y su composición química de la siguiente manera:

- Hierro Blanco: Son fundiciones en las que durante la solidificación de la aleación gran parte del carbono forma carburo de hierro (cementita) en lugar de grafito libre. Reciben este nombre por el hecho de que al fracturarse producen una superficie blanca o brillante. Para que los hierros fundidos blancos puedan retener el carbono en forma de carburo de hierro, su contenido de Carbono y Silicio se debe mantener relativamente bajo así como una velocidad de solidificación alta.

Los hierros fundidos blancos se usan a menudo en aplicaciones de resistencia al desgaste y a la abrasión debido a la gran cantidad de carburo de hierro presente en la microestructura. También sirve de materia prima para fabricar hierros fundidos maleables.

- Hierro Gris: El Carbono precipita en forma de hojuelas de grafito debido a que este rebasa la cantidad que puede disolverse en la austenita y comienza a precipitarse. Se le da este nombre ya que al fracturarse la superficie es de color gris debido a las hojuelas de grafito en la microestructura. La velocidad de enfriamiento es un factor importante que debe ser controlado durante la solidificación ya que para obtener grafito la velocidad debe ser lenta.

El hierro fundido gris tiene como propiedades excelente facilidad de maquinado en niveles de dureza que ofrecen buena resistencia al desgaste y excelente capacidad para amortiguar las vibraciones. (2)

- Hierro dúctiles: Son también llamados nodulares o esferoidales debido a que el grafito precipita en la microestructura en forma de esferoides. Su composición química es similar a la del hierro gris en lo que se refiere al contenido de Carbono y Silicio, además que se añade Magnesio en forma de ferro aleación por su reactividad, Cerio o tierras raras como elementos nodularizante.

El hierro dúctil tiene buena fluidez, excelentes cualidades de maquinado, buena resistencia al desgaste, considerable ductilidad y tenacidad.

- Hierro maleable: Se obtiene a partir del hierro blanco, el hierro se calienta hasta la temperatura de austenización para disociar el carburo de hierro y convertirlo en grafito y hierro, esto permite que se formen nódulos irregulares.

Los hierros fundidos maleables tienen buenas propiedades como una moderada resistencia, tenacidad y resistencia a la corrosión. (1)

En la tabla 1.1 se muestran los rangos de composición para cada tipo de hierro colado.

Tabla 1.1. Rango de composiciones típicas de hierros fundidos no aleados. (4)

Elemento	Hierro blanco %	Hierro Gris %	Hierro dúctil %	Hierro Maleable %
Carbono	1.8 -3.6	2.5 - 4.0	3.0 - 4.0	2.00 - 2.60
Silicio	0.5 - 1.9	1.0 - 3.0	1.8 - 2.8	1.10 - 1.60
Manganeso	0.25 - 0.80	0.25 - 1.0	0.10 - 1.0	0.20 - 1.00
Azufre	0.06 - 0.20	0.02 - 0.25	0.03 Max	0.04 - 0.18
Fosforo	0.06 - 0.18	0.05 - 1.0	0.10 Max	0.18 Max

En general la forma en que precipita el grafito y su matriz están controlados por la composición química y la velocidad de enfriamiento durante la solidificación. La velocidad de enfriamiento depende del espesor de las piezas y la clase de molde empleado. Los enfriamientos rápidos tienden a producir fundiciones blancas y los enfriamientos lentos favorecen a la formación de grafito.

1.1.2. Principales características de las fundiciones.

Las principales ventajas de las fundiciones son:

- Las piezas de fundición son en general más baratas que las de acero ya que la fusión se realiza a temperaturas más bajas que las de los aceros y se emplean instalaciones menos costosas.
- Las fundiciones son en general mucho más fáciles de mecanizar que los aceros.
- Se pueden fabricar con relativa facilidad piezas de grandes dimensiones y también piezas pequeñas y complicadas en comparación con los aceros.
- Se logra tener gran fluidez en estado líquido por la menor temperatura de fusión con respecto a los aceros, facilitando la fabricación de piezas de poco espesor.

- Con el desarrollo de la fabricación y tratamiento de las fundiciones se han obtenido excelentes características y propiedades competitivas con los aceros a menor costo. (2)

1.1.3. Medición de las propiedades mecánicas de las fundiciones.

Para determinar las propiedades mecánicas de cualquier material, en este caso fundiciones, se aplican ensayos mecánicos normalizados. Los principales métodos son el ensayo de tensión, dureza y el ensayo de impacto. A continuación se describe cada uno de ellos.

Dureza. El ensayo de dureza mide la resistencia a la penetración por un indentador como se muestra en la figura 1.2. La carga y el tipo de indentador dependen del material a ser caracterizado como se muestra en la tabla 1.2. Se han diseñado diversas pruebas de dureza, pero las comúnmente aplicadas para el ensayo son el ensayo Rockwell y Brinell. La dureza se correlaciona con la resistencia al desgaste, ya que una alta dureza disminuye la erosión o abrasión del material. En los hierros nodulares se usa la dureza Brinell por las características microestructurales.

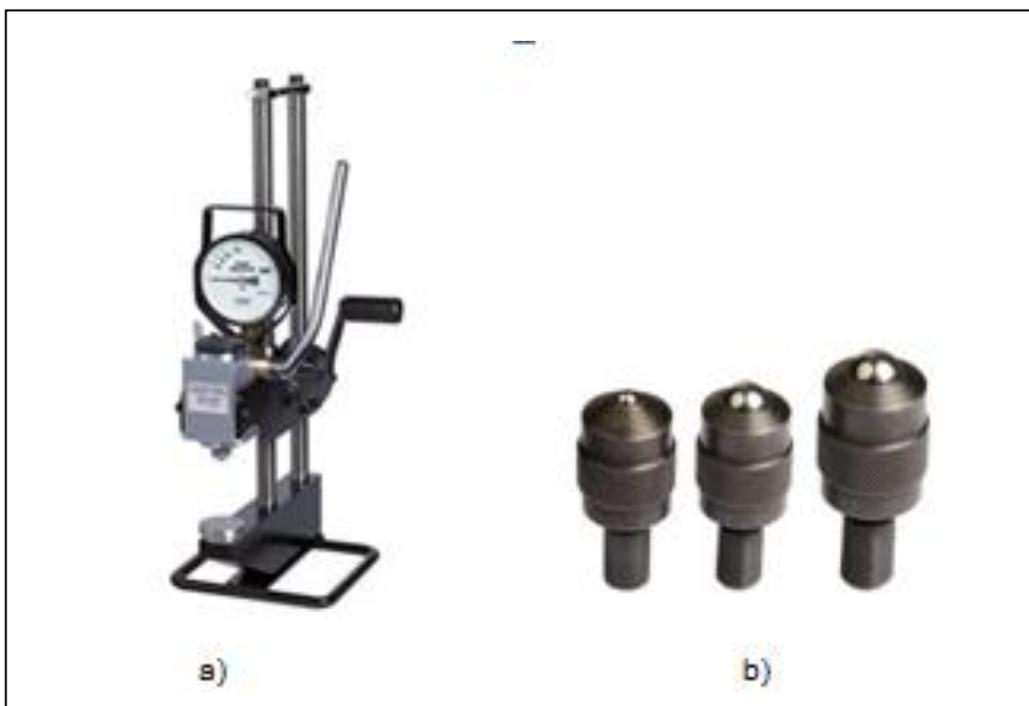


Figura 1.2. a) Durómetro Brinell para obtener durezas y b) Tipos de penetradores según el material.

Tabla 1.2. Comparación entre ensayos típicos de dureza. (3)

Ensayo	Penetrador	Carga	Aplicación
Brinell	Bola de 10 mm	3000 kg	Hierros colados y acero
Brinell	Bola de 10 mm	500 kg	Aleaciones no ferrosas
Rockwell A	Cono	60 kg	Materiales muy duros
Rockwell B	Bola de 1/16 in	100 kg	Latón, acero de baja resistencia
Rockwell C	Cono	150 kg	Acero de alta resistencia
Rockwell D	Cono	100 kg	Acero de alta resistencia
Rockwell E	Bola de 1/8 in	100 kg	Materiales muy suaves
Rockwell F	Bola de 1/16 in	60 kg	Aluminio, materiales suaves
Vickers	Pirámide de diamante	10 kg	Materiales duros
Knoop	Pirámide de diamante	500 g	Todos los materiales

Ensayo de impacto. Este ensayo mide la tenacidad, que es la energía absorbida al someterse a un súbito impacto. Se utiliza una probeta Charpy a condiciones normativas, como se muestra en la figura 1.3. (3)

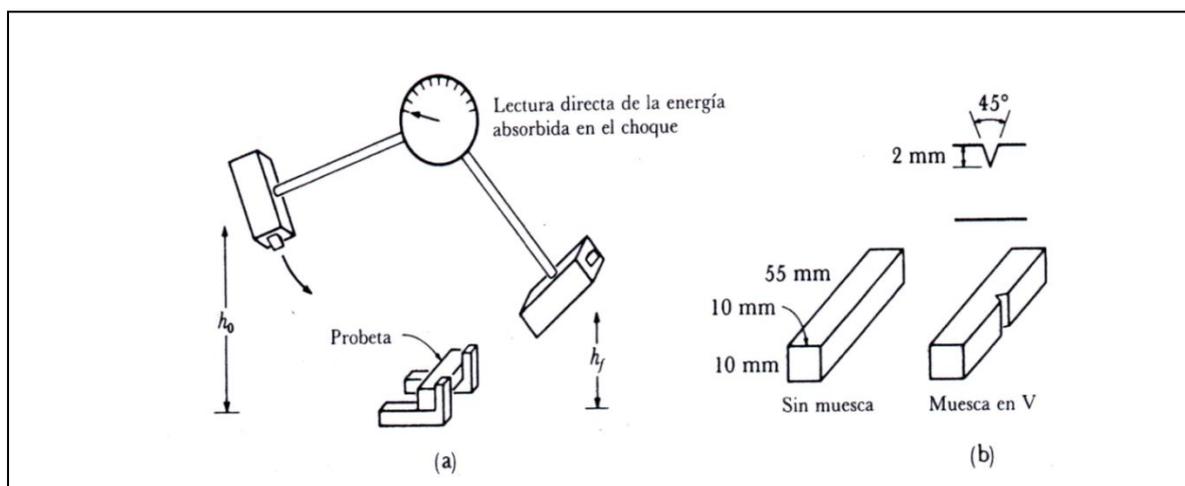


Figura 1.3. Péndulo para ensayo Charpy y dimensiones de las probetas en base a la norma ASTM E23. (3)

1.2. Hierro nodular.

También es conocido como fundición nodular o con grafito esferoidal ya que el grafito precipita en forma de esferas diminutas. Los primeros experimentos se realizaron en 1948 por Morrogh y Williams, ellos fundieron hierro base pero con la característica de añadir ciertas cantidades de Cerio, junto con una aleación grafitizante como el Ferro-Silicio o Silicio-Calcio a la fundición en estado líquido.

Un año posterior en 1949 unos investigadores fabricaron fundición con grafito esferoidal agregando magnesio al hierro líquido. Al ser patentado este proceso se señaló que debe quedar por lo menos 0.04% de Magnesio residual en la fundición para conseguir que todo el grafito sea esferoidal. El proceso de fabricación de Morrogh y Williams se ha ido abandonando por que exigía ciertas condiciones de composición química muy precisas, que eran difíciles de cumplir y por costo.

Otro beneficio importante de añadir Magnesio en la fundición es que se combina rápidamente con el Azufre si este se encuentra en cantidades importantes en la fundición. Lo que hace conveniente que el contenido en Azufre de la fundición al momento de adicionar el Magnesio sea inferior a 0.02% para que el rendimiento sea alto y no se emplee para desulfurar la fundición. Además de Magnesio se debe agregar un elemento inoculante que consiste en aleaciones de Ferro-Silicio que contengan entre 50% y 85% de Silicio junto con Aluminio, Calcio, Bario y Estroncio para promover los sitios de nucleación para el grafito. (2)

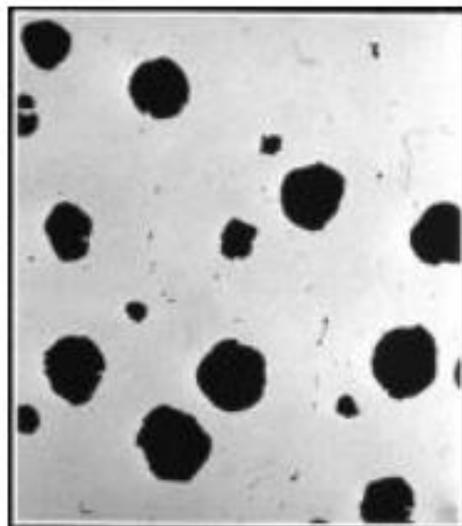


Figura 1.4. Nódulos de grafito en un hierro Nodular. (5)

1.2.1. Fabricación.

La fabricación del hierro nodular consiste en realizar un balance de carga para ajustar la composición química y la velocidad de enfriamiento del proceso, el balance se ajusta con chatarras, ferroaleaciones (FeSi, FeMn, FeSiMg, etc.) y carbono como recarburante.

Es muy importante que el balance de carga se haga con materiales con bajo porcentaje de Azufre. Posteriormente se lleva a cabo la nodularización por diferentes métodos para que no haya pérdida de Magnesio ya que es muy reactivo por su bajo punto de ebullición y puede evaporarse. (6)

Después se lleva a cabo la inoculación al metal líquido, para generar centros de nucleación dentro del metal líquido para que se obtenga una estructura homogénea y uniforme de esferoides y crezcan de manera uniforme dentro de la matriz. Para lo cual existen distintos métodos de inoculación entre los cuales están la inoculación en la olla de colada (inoculación temprana), inoculación en el momento de vaciar el metal líquido al molde (postinoculación) y dentro del molde. (7)

1.2.2. Fases principales de las fundiciones.

Los microconstituyentes más importantes de las fundiciones son la ferrita, la cementita, la perlita (formada por ferrita y cementita), el grafito, ledeburita, la bainita, la martensita y la ausferrita, e inclusiones como la esteadita, algunos se muestran en la figura 1.5.

Grafito: Es una forma elemental del Carbono. Es blando, de color gris oscuro. Se presenta en estado libre en algunas clases de fundiciones, ejerciendo una influencia muy importante en sus propiedades y características. Estas dependen fundamentalmente de la forma del grafito, de su tamaño, cantidad y de la forma en que se encuentre distribuido. El grafito mejora la resistencia al desgaste y a la corrosión. Disminuye el peligro de la rigidez y tensiones por roce de mecanismos y piezas de maquinas y motores, ya que en cierto modo actúa como un lubricante. También mejora la maquinabilidad y reduce las contracciones durante la solidificación.

Cuando el grafito se presenta en forma de nódulo aumenta la ductilidad, la resistencia y tenacidad comparadas con las fundiciones grises.

Ferrita: Es una solución sólida de carbono en hierro alfa, pero por su baja solubilidad a temperatura ambiente prácticamente se considera como hierro alfa puro. La ferrita es el constituyente más blando y dúctil de los aceros y fundiciones, tiene una dureza de 95 Vickers y una resistencia a la rotura de 28 Kg/mm², llegando a un alargamiento del 35 al 40%. Al microscopio aparece como granos monofásicos, con límites de grano más irregulares que la austenita.

En general la ferrita de los aceros se diferencia de las fundiciones, en que esta suele contener en disolución cantidades importantes de Silicio que elevan su dureza y resistencia.

Perlita: Cada grano de perlita está formado por láminas o placas alternadas de cementita y ferrita. Esta estructura laminar se observa en la perlita formada por un enfriamiento relativamente lento. La perlita tiene una dureza de aproximadamente 200 Vickers, con una resistencia a la rotura de 80 Kg/mm² y un alargamiento del 15%.

Cementita: Es un carburo de hierro Fe₃C con un contenido en carbono del 6.67%, es un compuesto frágil y muy duro con una dureza de 68 HRc de morfología muy variable.

Esteadita: Es un compuesto de naturaleza eutéctica, duro y frágil de bajo punto de fusión (960 °C) que aparece en las fundiciones de alto contenido de Fósforo. Casi todo el Fósforo que contienen las fundiciones se halla formando parte de la esteadita.

Ledeburita: Es el constituyente eutéctico que se forma en el enfriamiento de las fundiciones en el momento que termina la solidificación. Está formada por 52% de cementita y 48 % de austenita saturada. La ledeburita no existe a la temperatura ambiente en las fundiciones ordinarias, debido a que en el enfriamiento se transforma en cementita y perlita. Sin embargo se puede conocer las zonas donde existió la ledeburita, por el aspecto eutéctico con que quedan las agrupaciones de perlita y cementita. (2)

Martensita: Está formada por una solución sólida sobresaturada de Carbono o carburo de hierro, y se obtiene por enfriamiento rápido (temple) en hierros y aceros desde su temperatura de austenización. Sus propiedades varían con su composición química, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de Carbono. Su morfología es de forma acicular en forma de agujas con ángulos de 60° .

Bainita: Se forma por tratamiento térmico isotérmico, partiendo de la austenita. Hay dos tipos de morfología de bainita: la superior que está formada por una matriz ferrítica conteniendo carburos de hierro; las placas discontinuas de los carburos tienden a tener una orientación paralela a la dirección de las agujas de la propia bainita, y la inferior que está constituida por agujas alargadas de ferrita que contienen delgadas placas de carburos de hierro, estas pequeñas placas son paralelas entre si y su dirección forma un ángulo de 60° con el eje de las agujas de ferrita.

Ausferrita: Su microestructura es una matriz de austenita con finas agujas de ferrita acicular que están dispersas dentro de la matriz de austenita. Esta microestructura se obtiene por tratamiento isotérmico para hierros nodulares austemperizados, dándole propiedades de alta resistencia mecánica, alta tenacidad y alta resistencia al desgaste.

Se obtiene por el enriquecimiento de carbono en la austenita durante el tratamiento de austemperizado. El tratamiento de austemperizado se lleva a cabo en dos etapas; en la primer etapa se produce la transformación de la austenita a placas de ferrita y austenita con alto contenido de carbono, donde se obtiene la estructura ausferrítica, y la segunda etapa se obtiene a tiempos más prolongados de tratamiento, en esta etapa se descompone la austenita rica en Carbono simultáneamente en ferrita y carburo (bainita). (8)

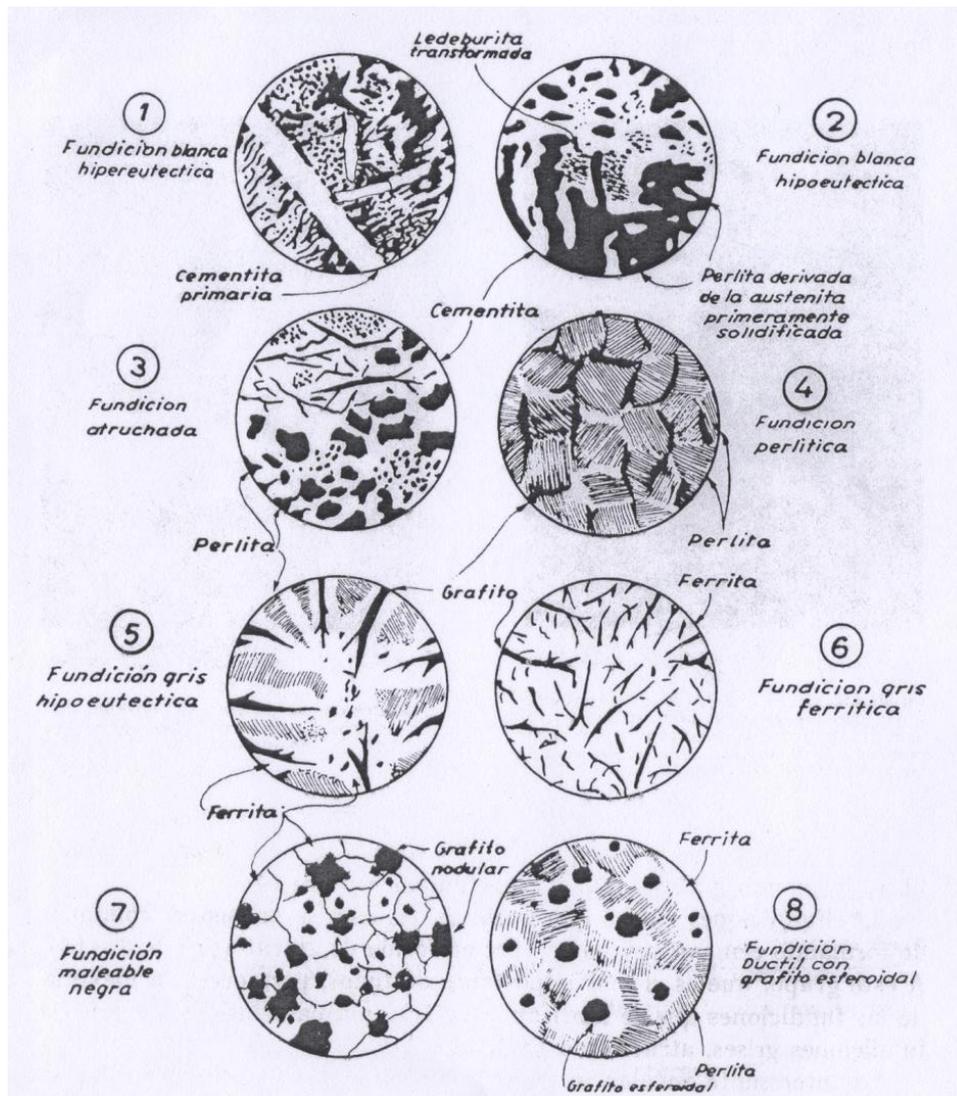


Figura 1.5. Microestructuras que se presentan en los diferentes hierros colados. (2)

1.2.3. Clasificación y propiedades mecánicas.

Los hierros dúctiles se clasifican de acuerdo a su microestructura y propiedades mecánicas resultantes. Microestructuralmente se clasifican de la siguiente manera:

- Hierro Nodular Ferrítico.
- Hierro Nodular Perlítico.
- Hierro Nodular Perlítico-Ferrítico.
- Hierro Nodular Martensítico.
- Hierro Nodular Ausferrítico.

- Hierro Nodular Ferrítico.

Los nódulos se encuentran en una matriz de ferrita completamente; la ferrita es una microestructura compuesta básicamente por hierro puro con alta resistencia al impacto, moderada conductividad térmica, buena maquinabilidad y porcentaje de elongación que alcanza el 20%.

- Hierro Nodular Perlítico.

El grafito se encuentra dentro de una matriz de perlita; la perlita es una mezcla de ferrita y cementita con altas propiedades de dureza, resistencia, buena resistencia al desgaste, moderada resistencia al impacto, poca conductividad térmica y buena maquinabilidad.

- Hierro Nodular Perlítico-ferrítico.

El grafito se encuentra en una matriz de ferrita y perlita, esta estructura es la más común de las aleaciones de hierro nodular con propiedades de buena maquinabilidad.

- Hierro Nodular Martensítico.

Los nódulos de grafito se encuentran en una matriz de martensita obtenida por temple. Sin embargo al aplicar un tratamiento de revenido se reduce su dureza. (9)

Los hierros dúctiles se clasifican de acuerdo a sus propiedades mecánicas por tres valores, el primer valor indica la resistencia a la tracción; el segundo valor el límite elástico y el tercer valor indica el porcentaje de alargamiento, de acuerdo a la tabla 1.3.

Tabla 1.3. Clase y propiedades mecánicas del Hierro Nodular. (4)

Clase	Dureza (B)	Resistencia a la tracción (ksi)	Límite elástico (ksi)	% de elongación
60-40-18	143-187	60	40	18
65-45-12	149- 229	65	45	12
80-55-06	179- 255	80	55	6
100-70-03	229- 302	100	70	3
120-90-02	250- 350	120	90	2

1.2.4. Efecto de los elementos de aleación y aleantes.

En los hierros colados los elementos de aleación (incluyendo el Carbono y el Silicio) tienen el mayor efecto sobre la microestructura y las propiedades. En general, solo se necesitan de pequeñas cantidades de elementos de aleación para modificar la microestructura, dureza y resistencia.

Carbono: Contribuye en la fundición de hierro en el tamaño y número de nódulos de grafito formados durante la solidificación, es un fuerte grafitizante.

Silicio: Este elemento es principal agente promotor de grafito, evitando la formación de carburos durante la solidificación dependiendo de la eficiencia de la inoculación, también Incrementa la fluidez y es promotor de la ferrita.

Es un elemento que cambia la temperatura eutectoide, ya que al tener un intervalo de temperaturas provoca como consecuencia que dentro de este intervalo se tenga mezclas de ferrita, perlita sin transformar, grafito y carburos, como se muestra en la Figura 1.6. Este intervalo es muy importante en la etapa de austenización en la obtención de hierros ADI. (8)

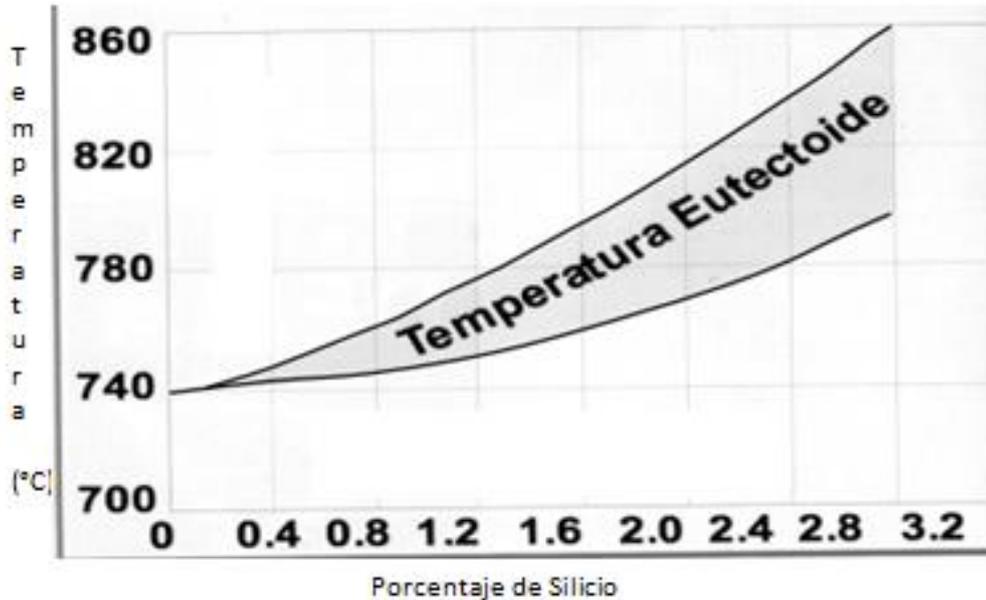


Figura 1.6. Efecto del aumento de Silicio en el intervalo de la temperatura eutectoide. (6)

Azufre: Se debe considerar conjuntamente con el Manganese ya que en la fundición forman el sulfuro de Manganese, que son precipitaciones muy duras y pequeñas que no son muy perjudiciales en la matriz final cuando están en baja cantidad. El Azufre se opone a la grafitización y favorece la formación de cementita, cuando el Azufre se encuentra en exceso en una fundición con poco Manganese, forma con el hierro el sulfuro de hierro que favorece la formación de cementita.

Manganese: Tiene el mismo efecto que el Azufre, se opone a la grafitización favoreciendo la formación de carburos, tiende a blanquear las fundiciones y aumentar su dureza dificultando la mecanización.

Fósforo: No favorece la grafitización en la fundición, solo se añade intencionalmente para favorecer la colabilidad para fabricar piezas complicadas o de carácter decorativo u ornamental, ya que forma un eutéctico llamado esteadita de bajo punto de fusión que suele aparecer en los contornos de los granos. La esteadita es frágil y de alta dureza.

Cromo: Es un elemento antigrafizante, importante para la formación de carburos, para impartir resistencia a la corrosión y estabilizar la estructura para aplicaciones de alta temperatura. También es estabilizador y da finura a la perlita, y tiende a aumentar la cantidad y dureza de los carburos eutécticos. Es importante en la fabricación de hierros nodulares con carburos para posteriormente convertirlos en hierros CADI.

Níquel: Tiende a promover la formación de grafito, se disuelve en el hierro y disminuye la estabilidad del carburo. Aumenta la dureza y resistencia de la matriz y reduce en hierros grises las láminas de grafito y el tamaño de grano, y evita la formación de fundición blanca en las esquinas y secciones delgadas de las piezas y mejora su maquinabilidad.

Cobre: Es un grafitizante con bajo efecto, endurece y aumenta la resistencia de la matriz. Reduce la tendencia del blanqueo en las esquinas de las piezas, promueve la formación de perlita, mejora la resistencia a la corrosión atmosférica y a la acción de agentes corrosivos relativamente débiles, es muy similar a los efectos que ofrece el Níquel. (2)

Molibdeno: Favorece muy ligeramente la estabilidad del carburo de hierro y aumenta la resistencia de la matriz. Tiene mayor uso en fundiciones aciculares que tienen una tenacidad muy elevada.

Vanadio: Es un fuerte estabilizador de carburos y aumenta la profundidad de blanqueo, la eficiencia de blanqueo depende de la cantidad de vanadio, el espesor de la pieza y las condiciones de colada. También refina la estructura del grano. (12)

En la tabla 1.4 se muestran los efectos generales de los elementos aleantes sobre las características de matriz de hierro.

Tabla 1.4. Influencia de los elementos de aleación en los constituyentes microscópicos de las fundiciones. (2)

Elemento	Grafitización y coeficientes de grafitización	Efecto de los carburos a alta temperatura	Efecto en la estructura del grafito	Efecto en el carbono combinado de la perlita	Efecto que produce en la matriz
Carbono	Favorece	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Silicio	Favorece, +1	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Aluminio	Favorece, +0.5	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Titanio	Favorece, +0.4	Decrece estabilidad	Afina fuertemente	Decrece	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Níquel	Favorece, +0.35	Decrece ligeramente estabilidad	Afina ligeramente	Decrece y estabiliza perlita	Afina la perlita y da dureza
Cobre	Favorece, +0.20	Indiferente	Indiferente	Decrece ligeramente	Da dureza
Manganeso	Manganeso, -0.25	Estabiliza	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Molibdeno	Se opone, 0.30 -	Indiferente	Afina fuertemente	Aumenta ligeramente	Afina la perlita y da resistencia
Cromo	Se opone, -1	Estabiliza fuertemente	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza

1.3. Tratamientos térmicos de los hierros nodulares.

Con las fundiciones de grafito esferoidal se obtiene un material de alta ductilidad por la forma en que precipita el Carbono, y son aptos para aplicar un tratamiento térmico para cambiar la microestructura y mejorar las propiedades que no se pueden obtener fácilmente en la fundición inicial. Por eso la microestructura de las fundiciones puede estar constituida según los tratamientos, por ferrita, ferrita y perlita, perlita, martensita, ausferrita o bainita. Para conseguir esas microestructuras y con ellas diversos niveles de dureza, resistencia, tenacidad y ductilidad, se dan a las fundiciones diversos tratamientos térmicos. (2)

A continuación se señalan las principales particularidades de cada uno:

- Revenido, es un tratamiento de baja temperatura, para reducir o aliviar los esfuerzos internos resultantes de la fundición.
- Recocido, tratamiento que mejora la ductilidad y tenacidad, para reducir la dureza y eliminar carburos.
- Temple, para aumentar la dureza, generalmente el enfriamiento se realiza en aceite para reducir al mínimo las tensiones que pueden aparecer, va seguido de un revenido.
- Normalizado, para mejorar la resistencia y obtener una estructura homogénea
- Austemperizado, para producir una microestructura de alta resistencia, ductilidad moderada y buena resistencia al desgaste.(10)

1.3.1. Características generales de los tratamientos térmicos.

La microestructura final de los tratamientos térmicos depende del tipo de enfriamiento; en el horno (Recocido), al aire (Normalizado), isotérmico y en agua (temple). En la figura 1.7 se puede observar que los resultados de un enfriamiento lento en el horno da como resultado una matriz ferrítica, el enfriamiento al aire da como resultado una matriz perlítica, un enfriamiento isotérmico consiste de una matriz ausferrítica y un enfriamiento rápido produce una microestructura martensítica con un poco de austenita retenida.

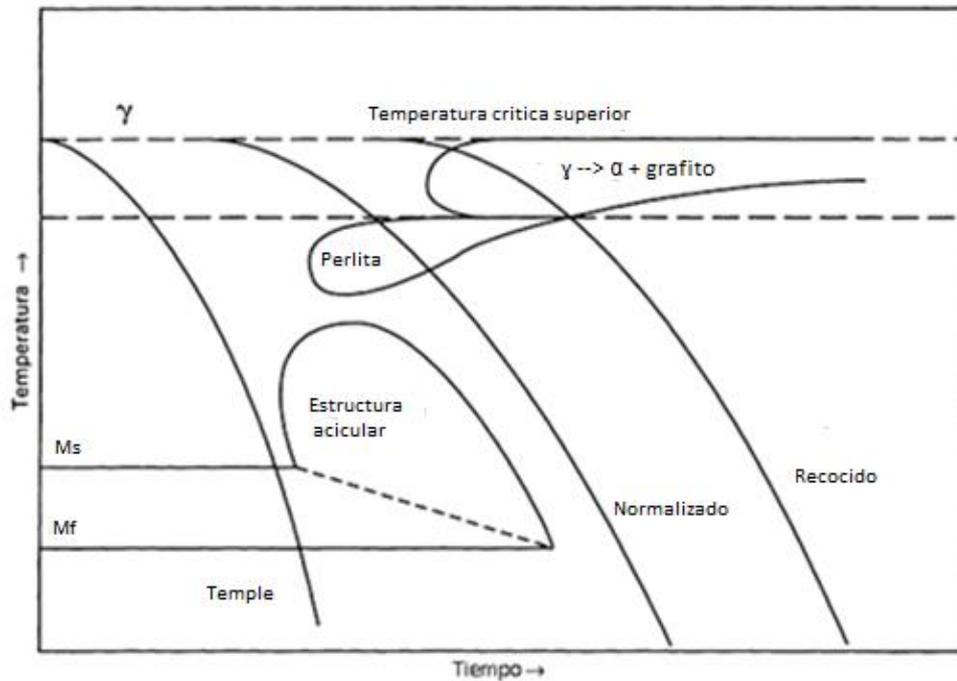


Figura 1.7. Diagrama CCT que muestra las curvas de proceso de recocido, normalizado, temple, Ms= inicio de transformación de martensita y Mf= final de la transformación. (10)

El tratamiento de recocido es empleado cuando se desean una alta ductilidad y buena maquinabilidad y no se requiere una alta resistencia. La microestructura final consiste de ferrita y el exceso de carbono se difunde hacia los nódulos de grafito. Los porcentajes de Manganeso, Fósforo y elementos de aleación tales como el Cromo y Molibdeno deben ser bajos si se desea una máxima maquinabilidad por que estos elementos retardan el proceso de recocido. El proceso de recocido consiste en: fundiciones no aleadas austenizar a 870- 900°C durante 1 hora por pulgada de sección y para aleados y con carburos austenizar de 900-925°C durante dos horas mínimo y enfriar dentro del horno.

El tratamiento de normalizado consiste en austenizar a 870- 949°C mínimo una hora por pulgada de espesor y enfriar al aire para obtener una microestructura homogénea de perlita fina. La velocidad de enfriamiento depende de la masa de la pieza, pero también puede estar influenciada por la temperatura y el movimiento del aire circundante. Elementos de aleación como el Níquel, Molibdeno y Manganeso propician una estructura totalmente perlítica en el tratamiento.

En el tratamiento térmico de temple la austenización se realiza de 845 a 925°C y se enfría en aceite para minimizar las tensiones y bajar el agrietamiento en la microestructura, aunque también se realiza en agua o salmuera.

Posterior al tratamiento de temple o normalizado en ocasiones se realiza un revenido para optimizar la tenacidad o para reducir al máximo las tensiones internas.

Los resultados de propiedades mecánicas se observan en la tabla 1.5, se observa que las mejores propiedades las tiene el hierro ADI en comparación de los otros materiales mostrados.

Tabla 1.5. Propiedades mecánicas de fundiciones. (11)

Fundición	Resistencia a la tensión(Mpa)	Resistencia a la cedencia (Mpa)	Dureza (HB)
Nodular en bruto: (F/P)	400 - 960	260 - 610	130 - 300
Nodular: Templada y Revenida	600 -1300	500 - 1500	300 - 400
Acero: Templado y Revenido	700- 1800	450 - 1450	210 - 510
ADI	800 - 1600	600 - 1400	210 - 480

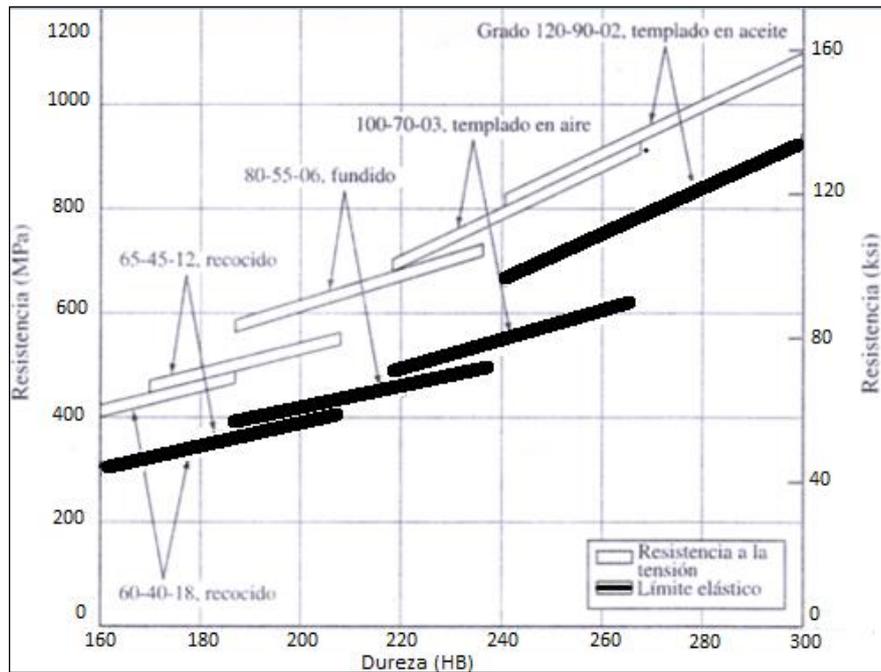


Figura 1.8. Propiedades mecánicas de diferentes hierros nodulares con diferentes tratamientos térmicos. (1)

El tratamiento de austemperizado consiste en aplicar una temperatura de austenización entre 815 a 950° C, y después enfriar a una temperatura por encima de la temperatura Ms (temperatura inicial de transformación martensítica) a una velocidad suficiente para evitar la formación de perlita u otras estructuras mixtas, y después mantener isotérmicamente durante el tiempo necesario para producir una estructura de ferrita acicular y austenita enriquecida en Carbono, llamada ausferrita, , esto solo ocurre durante la etapa I mostrada en el diagrama, como se muestra en la figura 1.9.

Las propiedades de la ausferrita varían dependiendo de la temperatura de tratamiento de isotérmico. Una temperatura de transformación inferior a 260° C produce una estructura fina de alta resistencia, una temperatura más alta de transformación de 370°C da lugar a una estructura más gruesa que presenta una alta resistencia a la fatiga y buena ductilidad. (10)

En el siguiente capítulo se enfatizara más a fondo este tratamiento térmico.

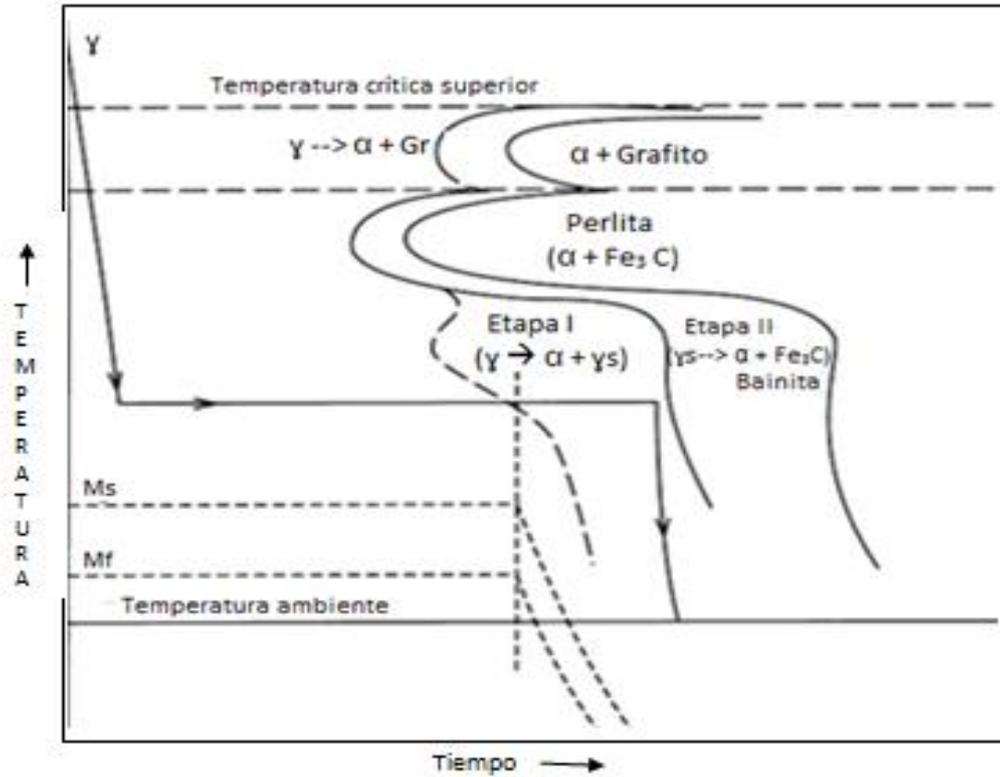


Figura 1.9. Diagrama de la secuencia de procesamiento de austemperizado, M_s y M_f disminuyen cuando la austenita (γ) es enriquecida con carbono durante la etapa I. (10)

1.3.2. Aplicaciones.

Por las altas propiedades que tienen los hierros nodulares por su microestructura y grafito en forma de nódulos tienen muchas aplicaciones. En la tabla 1.6 se enlistan algunas clases de hierro nodular con su aplicación.

Tabla 1.6. Aplicación de hierro nodular por clase Tabla · (12)

Clase de Hierro nodular	Microestructura	Aplicación
60- 40- 18	Ferrita	Válvulas, accesorios de vapor y equipos químicos de plantas
65- 45- 12	F – P Ferrita en mayoría	Componentes de maquinas sujetos a golpes y cargas por fatiga
80- 55- 06	Ferrítico/Perlítico	Cigüeñales, engranajes y rodillos
100- 70- 03	P – F Perlita en mayoría	Engranajes de alta resistencia y componentes de maquinas
120- 90- 02	Martensita	Piñones, engranajes y rodillos

Capítulo 2.

Antecedentes.

2.1. Hierro nodular Austemperizado.

El hierro nodular austemperizado es conocido como hierro ADI por sus siglas en inglés ``Austempering Ductile Iron``. Se parte de una fundición nodular y se le aplica un tratamiento isotérmico de austemperizado para producir una microestructura con propiedades superiores a las procesadas por medios convencionales. El tratamiento de austemperizado es aplicable para hierros dúctiles, grises, vermiculares, aceros y hierros con carburos.

El proceso de austemperizado fue desarrollado por primera vez en la década de 1930 por Bain, fue aplicado en aceros, 10 años después se aplicó en hierros fundidos, principalmente en hierros grises y años después se aplicó en hierro dúctil pero no fue de gran utilización. En 1990 surgieron de nuevo los proyectos de ADI y surgieron especificaciones y normas para su producción denominando como ausferrita la nueva microestructura desarrollada en los hierros dúctiles austemperizados. La ausferrita es ferrita acicular (α) en combinación con austenita estable de alto contenido de carbono (γ_s) más los nódulos de grafito dispersos dentro de la matriz.

Las propiedades y clases de los hierros ADI dependen de las condiciones de tratamiento, temperatura, tiempo y de la composición química del hierro base. En la tabla 2.1 se observan los diferentes grados y sus propiedades.

Tabla 2.1. Propiedades de Hierros ADI y su clasificación de acuerdo a la norma ASTM A897. (13)

Grado	Resistencia a la tensión (Mpa)	Resistencia a la cedencia (Mpa)	% de Elongación	Energía de impacto (J)	Dureza (HB)
1	850	550	10	100	269 - 321
2	1050	700	7	80	302 - 363
3	1200	850	4	60	341 - 444
4	1400	1100	1	35	388 - 477
5	1600	1300	---	---	444 - 555

2.1.1. Etapas del tratamiento de austemperizado.

El proceso de austemperizado consiste en:

- 1.- Calentar la pieza a la temperatura de austenización, (A - B).
- 2.- Mantenerla el suficiente tiempo para que haya homogeneización de la microestructura, (B - C).
- 3.- Extraer del horno la pieza y realizar un enfriamiento rápido a la temperatura de tratamiento isotérmico, (C - D).
- 4.- Mantener isotérmicamente a la temperatura de austemperizado durante el tiempo adecuado, (D - E).
- 5.- Enfriar a temperatura ambiente o cualquier otro medio de enfriamiento, (E - F).

(14)

Las etapas anteriores se muestran gráficamente en la figura 2.1.

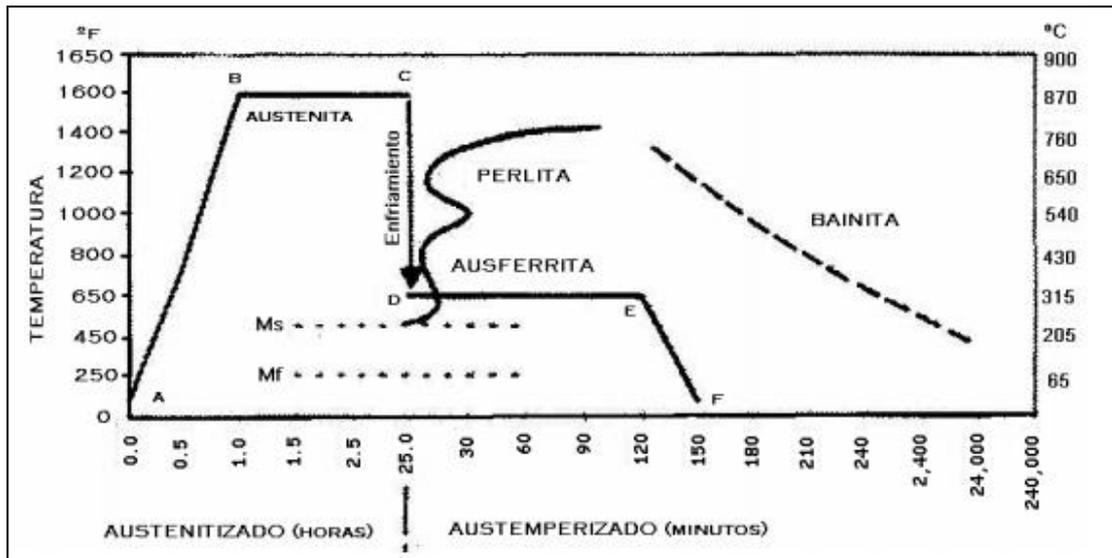


Figura 2.1. Esquema del ciclo de austemperizado. (14)

2.1.2. Propiedades y características del austemperizado.

Estas características definirán la microestructura final y las propiedades mecánicas.

2.1.2.1. Temperatura y tiempo de austenización.

La temperatura de austenización se aplica dependiendo de las propiedades o grado que se requiere la microestructura final de ADI. También es preciso conocer la composición química del hierro nodular base para saber que ruta de procesamiento seguir. En el siguiente diagrama (Fe – C) se muestra los límites de concentración de los constituyentes.

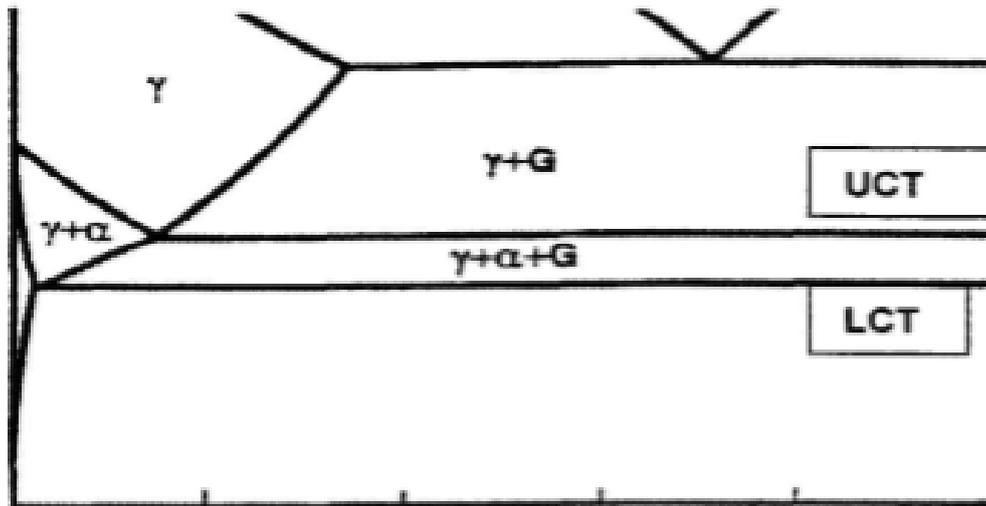


Figura 2.2. Diagrama de fases Hierro – Carbono, mostrando el intervalo de inicio y final de transformación. (5)

Los símbolos presentes, representan austenita (γ), ferrita (α), y grafito (G), el UCT: temperatura crítica superior, y LCT temperatura crítica inferior.

La temperatura de austenización debe elegirse de tal forma que los elementos de aleación estén por encima de la línea de austenita mas grafito ($\gamma + G$), ya que en este punto la austenita debe estar completamente saturada de carbono. Algunos elementos como el Silicio y el Molibdeno elevan el punto crítico superior, en tanto el Manganeso lo disminuye. También depende del tamaño de sección y del grado de segregación de elementos. Si la temperatura de austenización es más baja que la línea UCT o se está en la franja crítica ($\gamma + \alpha + G$), entonces la ferrita proeutectoide se presentara en la microestructura final, provocando que disminuyan los valores de resistencia y dureza del material, ya que la microestructura no es homogénea. Para eliminar la ferrita proeutectoide se debe calentar el material por arriba de la línea UCT.

El tiempo que se aplica para el tratamiento de austenizado tiene la misma importancia que la temperatura. Los componentes del hierro nodular deben tener un tiempo de duración suficiente a fin de generar una matriz austenítica saturada de carbono. Este tiempo variara de acuerdo al espesor de la pieza y los porcentajes de elementos de aleación del hierro nodular. También depende de las características de la pieza bruta de fundición, de la capacidad de movilidad del carbono entre los nódulos de grafito y del tamaño y número de nódulos de grafito. (5)

2.1.2.2. Enfriamiento desde la temperatura de austenización.

El proceso de enfriamiento de la temperatura de austenización al baño de sales debe realizarse con la máxima rapidez que se pueda para impedir la formación de perlita. Si la perlita se formara, la resistencia a la tensión, la elongación y la dureza se reducirían drásticamente. A un enfriamiento más rápido se obtienen mejores propiedades y ausferrita fina por que la transformación es completa, este comportamiento de observa en la figura 2.3.

El contenido de aleación en el ADI es importante para los fines de dureza y de capacidad de austemperabilidad del hierro nodular por lo tanto las adiciones de elementos aleantes se requieren cuando se trata de espesores mayores a 20 mm.

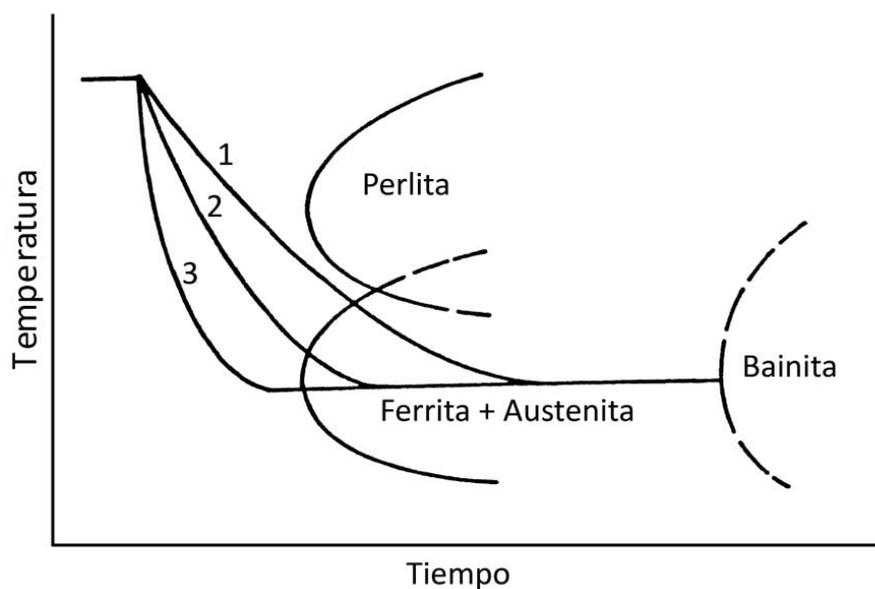


Figura 2.3. Efecto de la rapidez de enfriamiento sobre la posible formación de perlita. (10)

2.1.2.3. Austemperizado.

El proceso de austemperizado es el más importante ya que en esta etapa se transformara la austenita en ausferrita, usualmente ocurre en dos etapas como se mostro en la figura 1.8 del capítulo 1.

Etapa 1 (transformación parcial de austenita):

- $\gamma \rightarrow (\alpha) + (\gamma_s)$

Etapa 2 (descomposición de la austenita metaestable):

- $(\gamma_s) \rightarrow \alpha + \text{carburos.}$

En la etapa 1 del proceso, la matriz de austenita (γ) con alto contenido de Carbono se transforma isotérmicamente a ausferrita, la cual es una mezcla de ferrita acicular (α) y austenita estable (γ_s) enriquecida en Carbono.

En la etapa 2, la austenita estable (γ_s) se descompone a ferrita y carburos (formación de bainita), disminuyendo la fracción de austenita estable enriquecida con Carbono. Esta etapa ocurre a tiempos muy largos de tratamiento y reduce las propiedades mecánicas, especialmente la tenacidad.

Al comienzo de la etapa de austemperizado el Carbono rechazado del crecimiento de las placas de ferrita difunde dentro de la austenita remanente, logrando incrementar el contenido de Carbono en la austenita entre 1.2 – 1.6%. Este contenido de Carbono da origen a una austenita que es metaestable. La austenita puede existir en la matriz a temperatura ambiente pero no necesariamente es estable. Si la pieza es enfriada por debajo de temperatura ambiente o sometida a esfuerzos, por ejemplo, durante el maquinado, la austenita metaestable puede transformarse a martensita. Esta transformación por su alta dureza causa problemas de maquinado, cambios dimensionales y perdida de ductilidad.

Conforme avanza el tiempo la existencia de ferrita acicular aun en crecimiento conduce más carbono dentro de la austenita remanente, incrementando la concentración de Carbono en la austenita.

Si la pieza es mantenida a la temperatura de austemperizado por largo tiempo entra a la etapa dos de tratamiento, en este punto toda la austenita se transforma a ferrita mas carburos, es decir a bainita. Esta etapa resulta de una disminución de las propiedades mecánicas en el ADI, reduciendo la ductilidad principalmente. (11)

Para producir un ADI con menor resistencia y dureza pero mayor elongación y tenacidad a la fractura, se debe aplicar una temperatura de austemperizado superior a 350 °C, para producir una matriz de ausferrita gruesa. Para producir ADI con mayor resistencia y mayor resistencia al desgaste, pero menor tenacidad a la fractura se aplican temperaturas de transformación por debajo de los 350 °C. (15)

2.1.2.4. Ventana de proceso.

La ventana de procesamiento se refiere a las dos etapas de enfriamiento isotérmico. La primera etapa corresponde a la maximización del volumen de la fracción de ferrita y el enriquecimiento de la austenita. La segunda etapa ocurre en la ruptura de la austenita estable de alto carbono en ferrita y carburo. En este intervalo o ventana de procesamiento tienen lugar únicamente cambios menores en la morfología y la composición de la ferrita y la microestructura de la austenita lo que hace posible lograr las propiedades mecánicas óptimas del ADI.

2.1.3. Microestructura de ADI.

La microestructura de un ADI está compuesta por ausferrita y nódulos de grafito básicamente. Se debe evitar la formación de perlita y martensita aplicando altas velocidades de enfriamiento. En la figura 2.4 se observan dos tipos de ADI's de matriz ausferrítica con nódulos de grafito, el grado de los ADI esta designado por sus propiedades mecánicas. Este tratamiento también es aplicable para hierros grises y maleables, aunque las mejores propiedades las ofrece en dúctil.

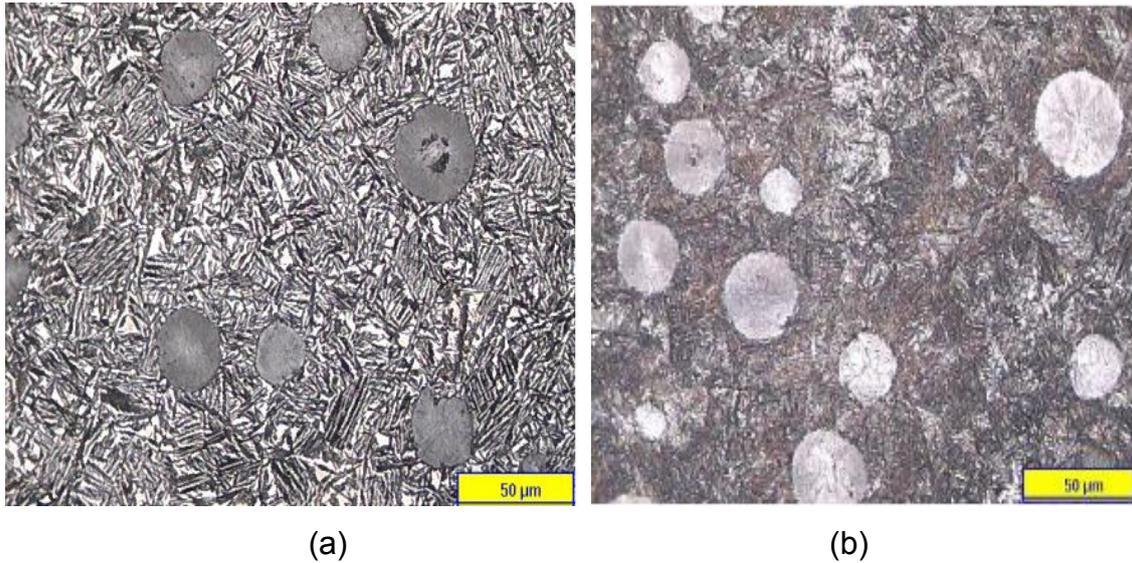


Figura 2.4. Microestructura de un hierro ADI (a) grado 1 y (b) grado 5, atacada con Nital al 5%. (14)

2.1.4. Consideraciones generales para producir ADI.

El proceso de austemperizado crea un material con mayores resistencias y de mejores propiedades que las diferentes clases convencionales de hierro dúctil. Es más sensible a los defectos que pudieran estar presentes en el metal base, la austenización no elimina defectos del hierro base de mala calidad pero es imprescindible tener una alta calidad. Se debe partir de un hierro nodular con buenas características sin defectos: libre de inclusiones no metálicas, libre de carburos, sin porosidad, sin escoria atrapada, etc.

Debe tener una distribución de nódulos de mínima de 100/mm² y mínimo 85% de nodularidad. El conteo de los nódulos es importante cuando hay porcentajes elevados de elementos de aleación, ya que cuando existe baja nodularidad hay mayor espaciamiento entre los nódulos de grafito y por lo tanto altos grados de segregación en la microestructura como se muestra en la figura 2.5.

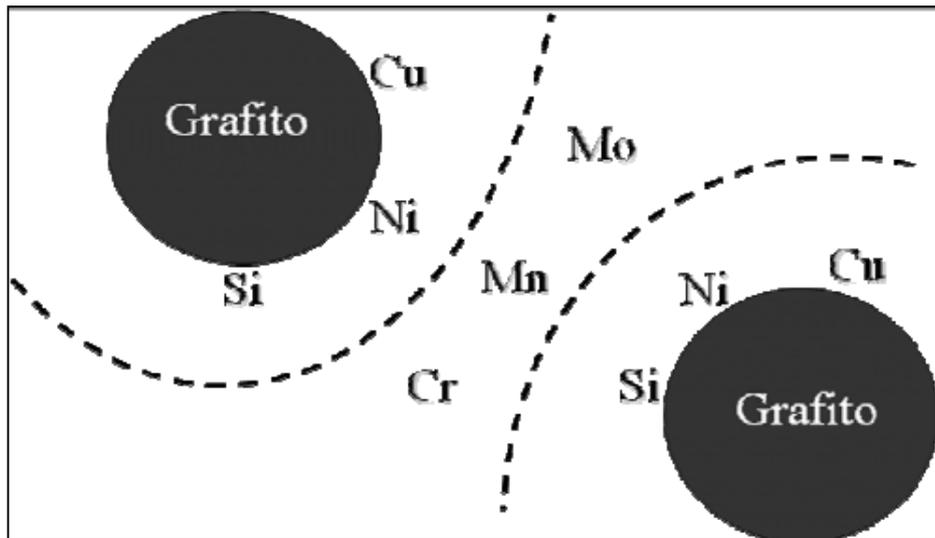


Figura 2.5. Representación de segregación de elementos aleantes entre los nódulos de grafito. (14)

El Carbono equivalente debe ser controlado en las fundiciones ($CE = \%C + 1/3 \%Si$) para obtener un nódulo de buena calidad y evitar carburos, el Carbono equivalente depende del espesor de la pieza de acuerdo a la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Muestra el rango de Carbono equivalente conforme al espesor de las piezas. (14)

ESPEJOR DE LA PIEZA	RANGO DE CARBON EQUIVALENTE
0 -0.5 pulgadas (0 – 13 mm)	4.4 – 4.6
0.5 – 2 pulgadas (13 - 51 mm)	4.3 – 4.6
Arriba de 2 pulgadas (51 mm)	4.3 – 4.5

La composición química es de gran importancia, ya que debe ser controlada desde la producción de la fundición para que el tratamiento de austemperizado tenga una excelente respuesta y se obtengan buenas propiedades. Si existen amplias variaciones en la composición química de acuerdo a los rangos establecidos, hay variaciones en las proporciones de ferrita, perlita en la fundición base y se tendrá la necesidad de ajustar los parámetros de tratamiento de austemperizado. En la tabla 2.3 se muestra la composición química sugerida para un hierro ADI. (14)

Tabla 2.3. Composición química sugerida del Hierro ADI.

Elemento	C	Si	Mg	Mn	Cu	Ni	Mo	P	S	Cr	Fe
Porcentaje	3.6	2.5	0.6	0.5	0.80	2.0	0.3	0.04	0.02	0.10	Balance

2.1.5. Efecto de los elementos de aleación en el tratamiento de austemperizado.

A continuación se detalla el efecto que tienen los principales elementos de aleación en el tratamiento austemperizado:

Manganeso.

Como ya se había mencionado anteriormente no es recomendable aumentar los contenidos de Manganeso debido a que es uno de los elementos que mayor tendencia a la segregación poseen. También reduce la temperatura de austenización, aumenta la solubilidad y disminuye la difusividad del Carbono en la austenita, estabiliza la austenita y retarda la nucleación y velocidad de crecimiento de la ferrita acicular.

Molibdeno.

Es un potente agente estabilizador de carburos y así como el Manganeso y Cromo tiene la desventaja de segregarse en los espacios interdendríticos de los nódulos, formando carburos de Molibdeno como se muestra en la figura 2.6. Aumenta la austemperabilidad, aumenta la temperatura de austenización y retrasa la reacción

de austemperabilidad recorriendo la ventana de proceso (mayor tiempo de austemperizado).

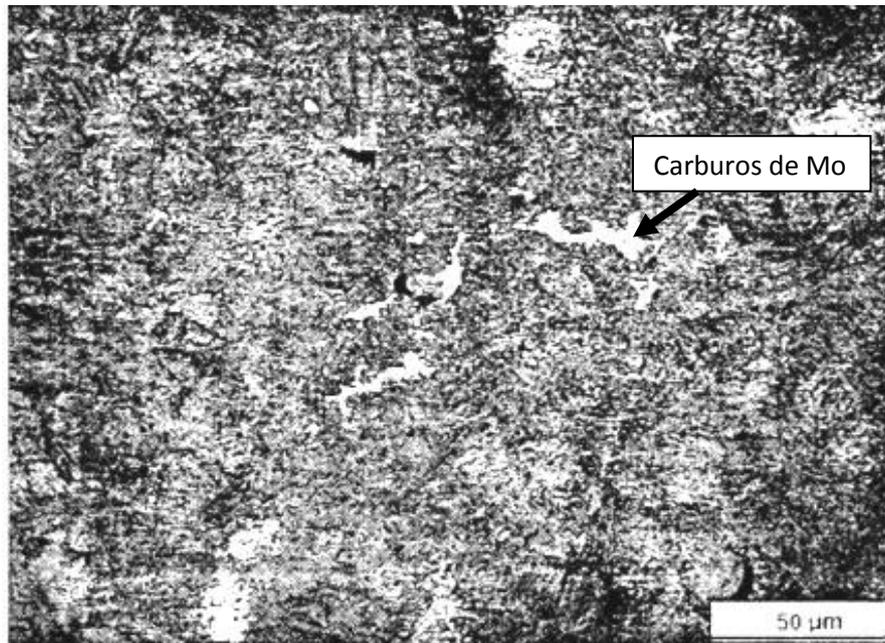


Figura 2.6. Segregados en las regiones intercelulares de un hierro ADI. (16)

Cobre.

Es de los elementos menos costoso que los demás para alear, encima del 0.8% pierde su efecto causando la reducción de ductilidad y tenacidad, por tratarse de un elemento perlitizante aumenta el tiempo necesario para saturar la matriz de carbono durante la austenización y su efecto sobre la difusividad del Carbono en la austenita no es significativo.

Níquel.

Se agrega para aumentar la austemperabilidad, se agrega en menor cantidad que el Molibdeno y el Manganeso, actúa como barrera moderada a la difusión del Carbono, retarda la formación de carburos bainíticos y arriba del 2% puede formar martensita durante el enfriamiento.

Cromo, Vanadio, Magnesio.

Son elementos formadores de carburos, pueden encontrarse en menor concentración a excepción que se trate de un CADI y tienen pequeña influencia en la transformación del ADI. (11)

2.1.6. Aplicaciones de ADI.

La tabla 2.4 muestra las principales aplicaciones y sus ventajas.

Tabla 2.4. Aplicaciones del hierro nodular Austemperizado (9)

Nombre de la Pieza	Material Reemplazado	Ventajas
Engranés axiales.	Acero forjado	- Mayor producción, menores costos, mejor maquinabilidad, operación más silenciosa y reducción de peso.
Engranés de tiempo de motor (Diesel).	Acero 1022 forjado	- Reducción del 30 % en costos.
Cigüeñal	Acero forjado	- Menor costo, mayor resistencia a la fatiga, mayor durabilidad y reducción de peso.
Disco de embrague.	Acero y Aluminio	- Menor costo, menor peso y menor resistencia al desgaste.
Engranés de caja de transmisión.	Acero forjado	- Menor costo, operación silenciosa y reducción de peso.
Calibrador del disco de frenado.	Acero	- Menor costo.
Caja de transmisión para acoplar el árbol de levas.	Acero	- Mayor resistencia al desgaste, mejor maquinabilidad y menor peso.

2.2. Hierro dúctil austemperizado con carburos.

El hierro dúctil austemperizado con carburos (CADI, por sus siglas en inglés: Carbodic Austempered Ductile Iron) se produce de la misma manera que el ADI solo que con la diferencia que contiene carburos iníciales y al momento de realizar el austemperizado al final queda una microestructura de ausferrita con un porcentaje de carburos libres dentro de la matriz.

El hierro CADI fue introducido en el año de 1991 para producir componentes con una mejor resistencia al desgaste que el hierro ADI con un precio y diseño competitivo respecto a los hierros comerciales resistentes a la abrasión. La primera aplicación fue por una empresa manufacturera de componentes para maquinaria agrícola, la cual desarrolló un proceso de fundición que permitió producir un hierro fundido con una matriz que contuviese una mezcla de grafito esferoidal, ausferrita y carburos, las propiedades mecánicas resultantes principalmente fueron resistencia al desgaste y además de una dureza adecuada que permitía una alta resistencia a los impactos con rocas. (17)

2.2.1. Formación de carburos en CADI.

El método más comúnmente empleado para producir una microestructura con carburos es aleando el hierro base en la fundición con elementos estabilizadores de carburos, tales como el Cromo, Molibdeno y Titanio. El grado de disolución de los carburos dependerá de sus características (composición química, morfología) y de los parámetros de tratamiento térmico. Se ha demostrado que los carburos ledeburíticos producidos, tanto por el control del Carbono equivalente, como por una elevada velocidad de enfriamiento (carburos no aleados), son menos estables y, por lo tanto, se disuelven más fácilmente que los carburos aleados (habitualmente producidos por efectos de la microsegregación). (6)

También puede ajustarse el carbono equivalente (CE) para producir fundiciones de composición hipoeutéctica. Los carburos producidos de esta última forma tienden a disolverse en el tratamiento térmico posterior. (18)

Otros métodos principales para la formación de carburos en la matriz son:

- a) Por enfriamiento direccional en la superficie de enfriamiento rápido: Consiste en la colocación de placas con alta conductividad térmica y capacidad térmica adyacente a la superficie de la pared solidificada.

- b) La introducción de carburos colocados en el molde: es un método específico para ubicar los carburos estratégicamente en la cavidad del molde, al vaciado del metal resulta una matriz continua con carburos discretos mecánicamente atrapados en ellos. Estos carburos son esencialmente afectados por el tratamiento térmico de austemperizado.

Para la fabricación de los hierros CADI se requiere un hierro nodular con un porcentaje mínimo de entre 45 y 65% de carburos para poder realizar el tratamiento isotérmico y poder mejorar las propiedades de resistencia al desgaste. (8)

2.2.2. Propiedades y aplicaciones de CADI.

El objetivo principal de los Hierros CADI es proporcionar al material una buena resistencia a la abrasión con carburos en la matriz pero sin afectar la resistencia al impacto. Se ha observado que los hierros austemperizados tienen mejor resistencia a la abrasión que los aceros.

En la tabla 2.5. Se observan valores de resistencia al impacto de diferentes materiales, se observa que el CADI tiene menor resistencia al impacto por los carburos que se tiene dentro de la matriz.

Tabla 2.5. Valores de resistencia al impacto Charpy de muestras sin muesca.

(13)

Material	Valores de Impacto Charpy (ft-Lbs)
30 -45% Carburos CADI	10
Acero carburizado 8620	13
Hierro maleable perlítico	13
Hierro Nodular 7003	38
ADI Grado 5	40
Hierro Nodular 5506	45
ADI Grado 1	90
Hierro nodular 4512	95

2.2.3. Principales ventajas y desventajas del CADI.

Las principales ventajas del hierro CADI son:

- 1.- Tiene mayor resistencia al desgaste que el ADI Grado 5 y que algunos aceros templados y revenidos.
- 2.- Es más económico en comparación con el hierro blanco con 18% Cr utilizado en componentes que demandan elevada resistencia al desgaste (Ni-Hard Alloy).
- 3.- No es costoso el proceso de manufactura, en obtener el hierro nodular con carburos para posteriormente obtener el CADI.

Desventajas:

- 1.- Tiene limitada maquinabilidad.
- 2.- El costo puede incrementarse cuando el hierro base ADI se fabrica mediante la adición de aleantes caros, como el molibdeno.
3. Necesita de un estricto control del tratamiento de austemperizado para no disolver los carburos. (6)

2.2.4. Aplicaciones.

Por la alta resistencia al desgaste que tiene el hierro CADI se comenzó a aplicar en la agricultura por la compañía John Deere en puntas de arado y placas de desgaste como se muestra en las figura 2.9. También es aplicable en componentes de suspensión y placas de desgaste en ferrocarriles, cortadoras, en la minería para bolas de molino, dientes de excavadoras, tubos de transporte y codos y trituradoras.

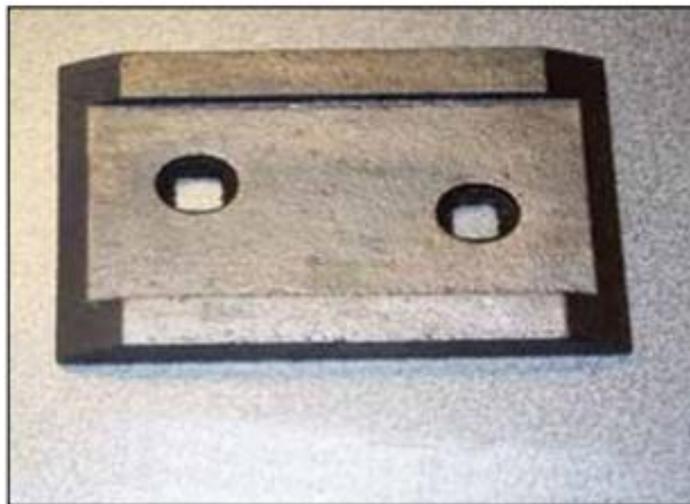


Figura 2.8. Primera aplicación comercial de CADI, Punta de arado. (17)



Figura 2.9. Puntas de arado de CADI. (17)



Figura 2.10. Diversos componentes de CADI para la agricultura y minería. (17)

Capítulo 3.

Desarrollo experimental.

3.1. Material Base.

Se fabricó un bloque tipo (Y) de hierro nodular aleado con 2.26 % de Cromo como se muestra en la figura 3.1.



Figura 3.1. Representación del Bloque ``Y`` de fundición.

3.2. Caracterización Microestructural.

La preparación microestructural es importante ya que en base a esta se determina el efecto del tratamiento térmico.

3.2.1. Muestreo y corte de piezas.

Se obtuvieron 5 probetas representativas de diferentes puntos de la parte inferior del bloque ``Y``. Se seccionaron con disco de corte con las dimensiones lo más parecidas a probetas tipo Charpy.

Las cinco probetas se mandaron a maquinar con las dimensiones de probetas tipo Charpy de 10x10x55 milímetros sin muesca, estas dimensiones están establecidas en la norma ASTM E23, como se muestra en la figura 3.2, para realizar el ensayo de impacto.

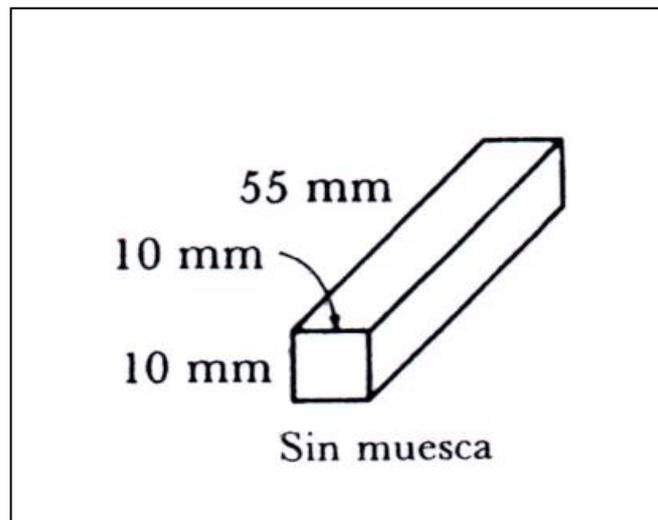


Figura 3.2. Probetas tipo Charpy utilizadas en este trabajo.

3.2.2. Preparación metalográfica.

De las mismas probetas para obtener las probetas tipo Charpy se obtuvo una muestra representativa para realizar la preparación metalográfica, el mismo proceso se llevó a cabo para las cinco muestras en el proceso de preparación que a continuación se menciona:

1. Se realizó un desbaste con lijas de SiC de diferentes tamaños, comenzando el desbaste grueso con lija número 80 y continuando con el desbaste fino con 240, 320, 400 y 600 sucesivamente. En la técnica de desbaste en cada cambio de lija la muestra se giró 90° para que las líneas solo lleven una dirección y forme una malla.
2. Después se realizó un pulido grueso y fino en paños giratorios, se utilizó como medio abrasivo alúmina de 1 y 0.3 micras con agua respectivamente.
3. Ya que las probetas estaban pulidas se enjuagaron con agua y alcohol y se secaron con aire. En este punto del procedimiento las muestras ya están listas para ser observadas al microscopio a 100X y ser evaluadas microestructuralmente de acuerdo al diagrama de flujo de la figura 3.3.

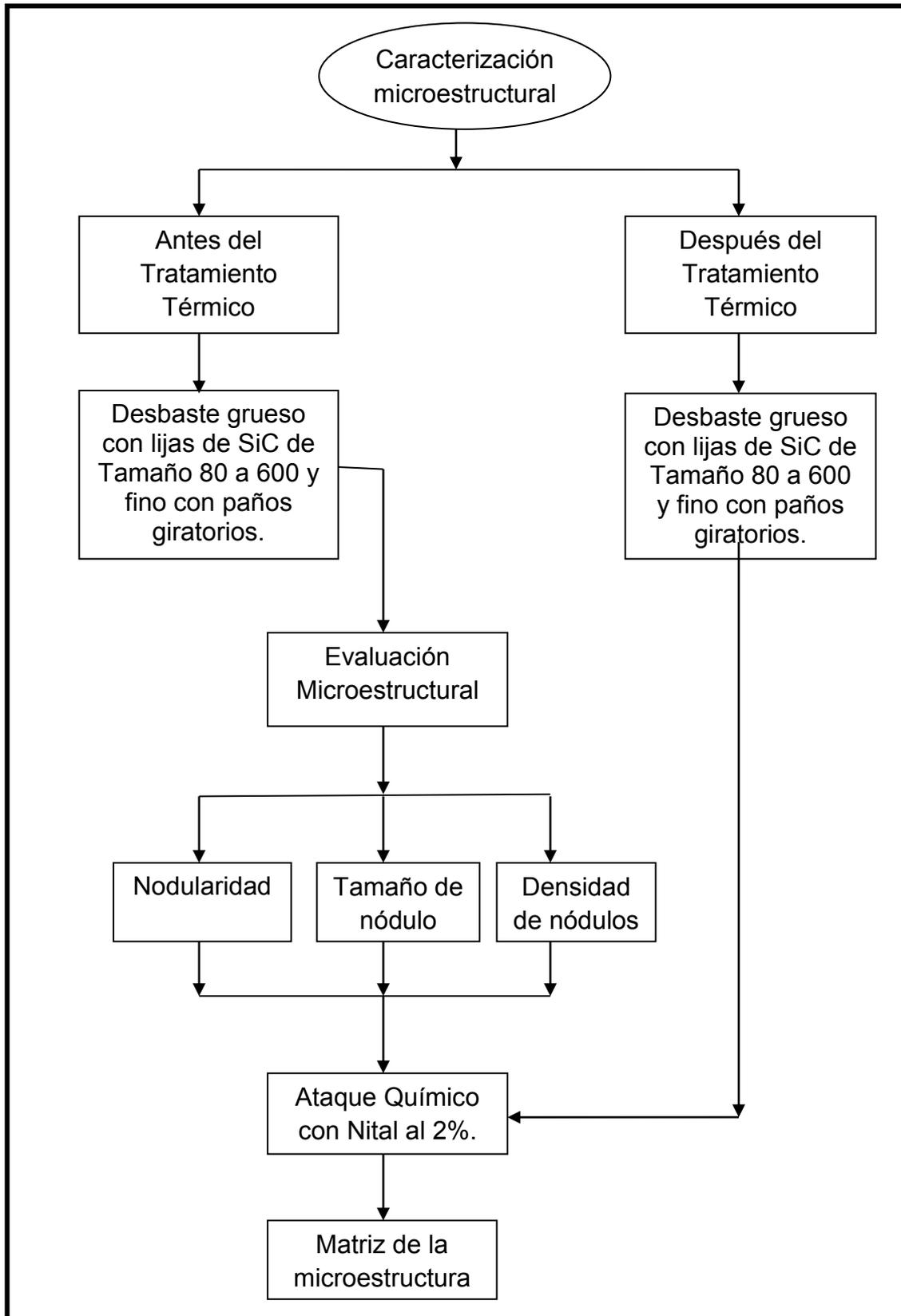


Figura 3.3. Diagrama de flujo del procedimiento para la caracterización microestructural

3.3. Tratamiento de austemperizado.

Ya que las cinco probetas tipo Charpy estuvieron listas dimensionalmente se austenizaron a la misma temperatura (a 950° C por 30 minutos) para homogeneizar la microestructura.

Las cinco probetas se colocaron en una mufla de resistencias eléctricas. Una vez cumplido las condiciones de austenización se extrajeron de la mufla y se introdujeron en el baño de sales rápidamente para evitar la formación de perlita en la microestructura. Las condiciones de tratamiento de cada probeta se indican en la tabla 3.1.

Tabla 3.1. Condiciones de proceso de tratamiento de Austemperizado.

Probeta	1	2	3	4	5
Temperatura de Austenización	950° C				
Temperatura de Austemperizado	330° C				
Tiempo de Austemperizado	1.5 h	2 h	3 h	4 h	5 h

3.4. Propiedades mecánicas evaluadas.

Una vez que se cumplió el tratamiento isotérmico para cada probeta se realizaron los siguientes ensayos para evaluar las propiedades mecánicas:

3.4.1. Ensayo de Impacto.

Se evaluó la tenacidad de las probetas empleando un péndulo marca Mohr en base a la norma ASTM E23. Se calibró el péndulo y se tomó el error, que indica la fricción del aire al momento del impacto. El péndulo sube hasta una posición inicial de acuerdo a la escala empleada (kpm) y se deja caer sobre la probeta de acuerdo a la figura 1.2. Las pérdidas por fricción fueron de 0.98 Joules.

El ensayo se aplicó para las cinco probetas que fueron austemperizadas y se tomaron las lecturas de energía absorbida.

3.4.2. Dureza Brinell.

Para el ensayo de dureza se tomó una mitad de las probetas resultantes por el ensayo de impacto y se desbastó y pulió la superficie de una cara para que fuera uniforme y se tomaron valores de dureza. La dureza se tomó con un durómetro Brinell aplicando una carga de 3000 kg por 15 segundos y un penetrador de acero 10 mm, la dureza se tomó en tres puntos de la probeta y se tomó un promedio.

Capítulo 4.

Resultados y Análisis.

4.1. Composición Química.

Como se comentó en el capítulo anterior para la obtención de las cinco piezas tipo de Charpy se fabricó una pieza tipo “Y” con cromo como estabilizador de carburos.

La composición química del hierro nodular con carburos se muestra en la tabla 4.1.

Tabla 4.1. Composición química (% en peso)

Elemento	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mg	% Ni	% Cu	% Fe	% CE
Porcentaje	3.23	3.096	0.47	<0.010	0.005	2.26	0.042	0.033	0.472	Bal.	4.26

El porcentaje de Carbono equivalente obtenido indica que se tiene un hierro hipoeutético pero su valor es muy cercano al eutético lo que indica que en al final de la solidificación se obtendrá carburos ledeburíticos.

En la tabla 4.1 se observa la composición del hierro nodular que se utilizó, el porcentaje de Cromo en la aleación es alto, por lo que se puede esperar la formación de carburos. Los elementos promotores de carburos tienden a estabilizar la austenita provocando que la reacción de austemperizado ocurra a tiempos más largos. El Manganeseo también es un buen promotor de carburos pero no debe exceder de 0.6 % ya que puede retardar la reacción de austemperizado en la aleación de trabajo.

Los porcentajes de Cobre y Níquel son bajos ya que estos elementos son grafitizantes pero en porcentajes considerables son permitidos ya que mejoran la austemperabilidad del tratamiento.

4.2. Caracterización y evaluación del hierro nodular base con carburos.

En la figura 4.1 se muestra la microestructura del material base evaluado de acuerdo al patrón AFS. Se evaluaron el tipo de grafito, porcentaje de nodularidad, tamaño de nódulo y nódulos/mm². Los patrones AFS comparativos para evaluar el grafito se muestran en el anexo 1.

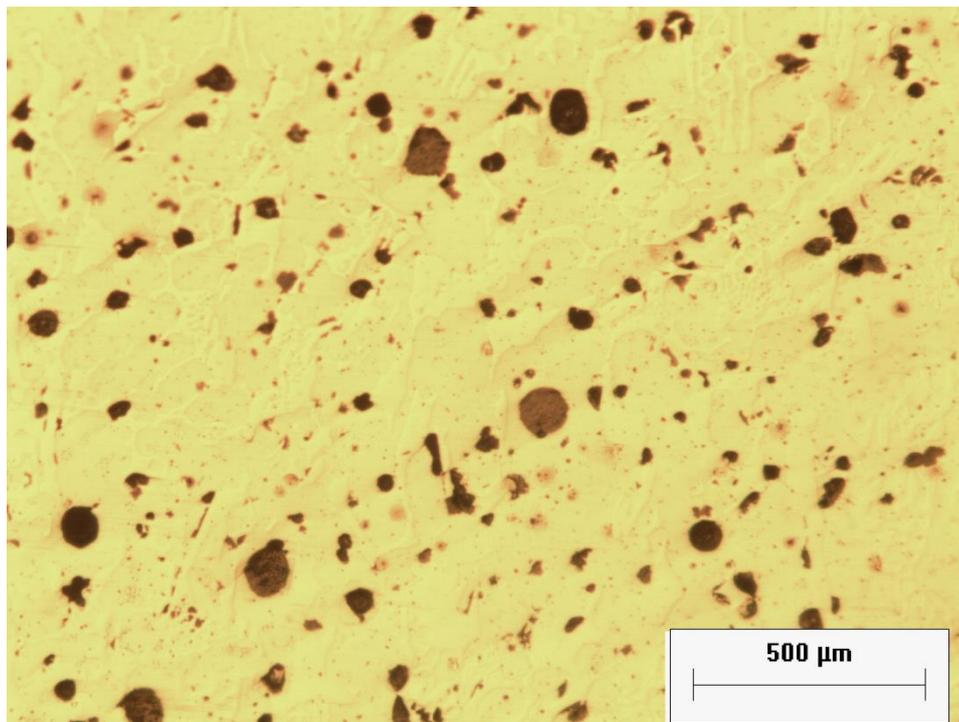


Figura 4.1. Microestructura del hierro nodular base sin ataque químico a 100X.

Tabla. 4.2. Evaluación microestructural del hierro nodular base sin ataque de acuerdo al patrón AFS.

Nodularidad	Nódulos/mm ²	Tamaño de Nódulo
70%	100	6

De acuerdo a los resultados de evaluación del hierro nodular base para realizar el tratamiento de austemperizado de la tabla 4.2 se observan los valores de % de nodularidad y conteo de nódulos. Es necesario que estas condiciones se cumplan ya que de lo contrario la microestructura final no tendrá las propiedades mecánicas requeridas.

En las imágenes 4.2 y 4.3 se muestra el hierro nodular atacado con Nital al 2%, se observa que la microestructura tiene un alto porcentaje de carburos. Los carburos ledeburíticos se promovieron por el alto contenido de Cromo en la aleación, ya que este elemento es un potente formador de carburos. En general los carburos formados por aleación son muy estables después de la austenización.

También se puede observar que solo hay perlita, lo cual promueve una distribución más homogénea de Carbono en la austenita durante la etapa de austemperizado.

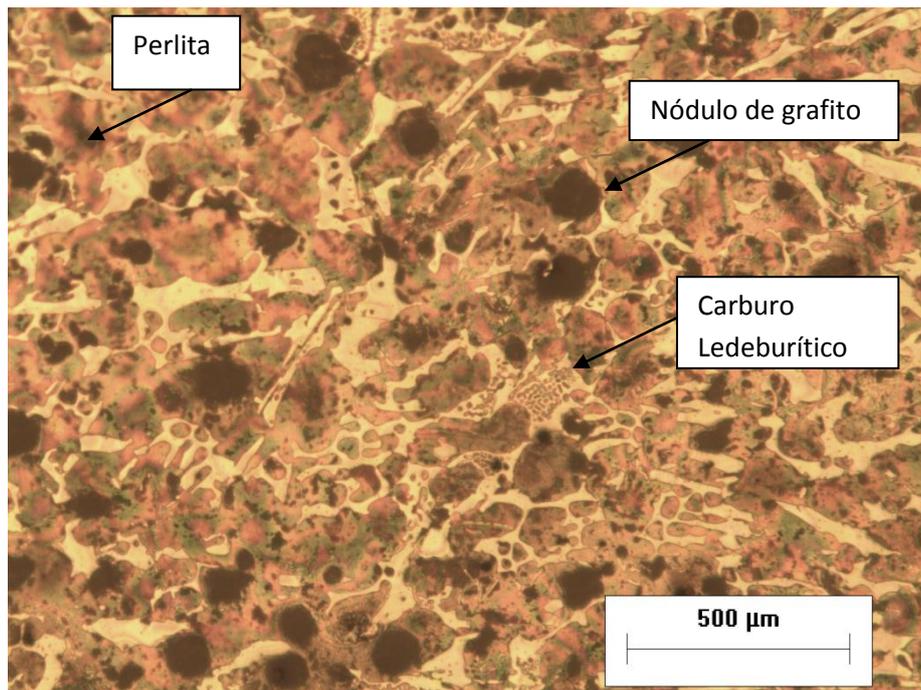


Figura 4.2. Microestructura del hierro nodular base a 100X, atacada con Nital 2. Se observa una matriz perlítica más carburos ledeburíticos y nódulos de grafito.

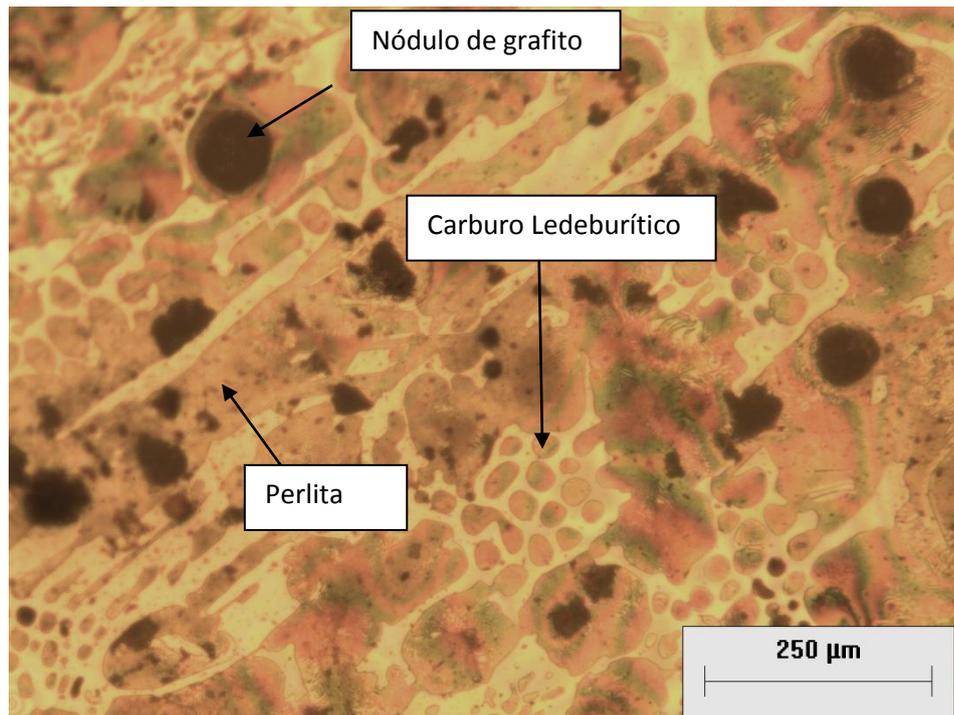
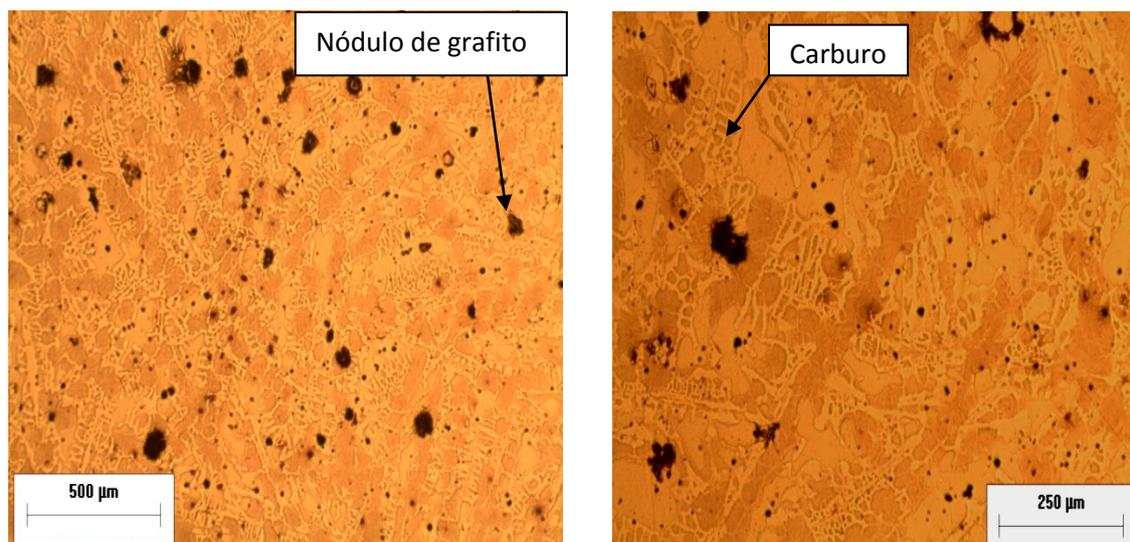


Figura 4.3. Microestructura del Hierro nodular base a 200X atacada con Nital 2.

4.3. Microestructuras y evaluación después del tratamiento de austemperizado.

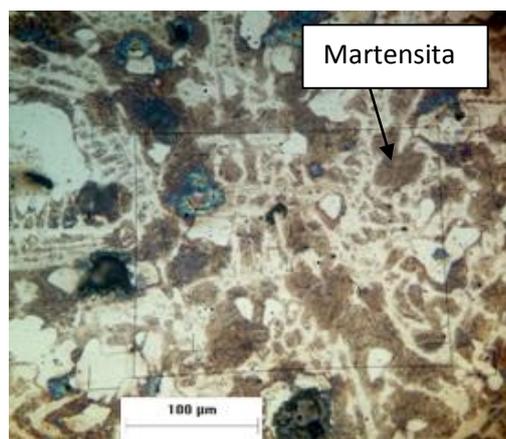
En la figura 4.4 (a) se muestran las microestructuras de la pieza uno a bajos aumentos, se puede notar que los carburos no se disolvieron en la etapa de austenización, ya que estos son resultado de la adición de elementos aleantes.

También se puede notar en la microestructura (c) agujas de fase, esto indica que hubo transformación de ausferrita alrededor de los nodulos de grafito, es decir hubo crecimiento de la ferrita acicular, esto indica que esta dentro de la primera etapa del tratamiento de austemperizado, en el que la austenita se transforma en ferrita acicular mas austenita estable de alto contenido de Carbono. Pero también en algunas zonas de la microestructura hay martensita en mayor proporción que se originó por el alto contenido de elementos promotores de carburos retrasando la reacción de austemperizado y la austenita no transformada en el enfriamiento precipito como martensita, esto también es notorio por la dureza que se registró a las condiciones de trabajo.



Microestructura (a), tomada a 100X.

Microestructura (b), tomada a 200X.



Microestructura (c), tomada a 400X.

Figura 4.4. Microestructura de la pieza 1 austenizada a 950°C durante 30 minutos y austemperizado a 330°C por 90 minutos, atacada con Nital al 2%.

En la figura 4.5 se observar que hay mayor proporción de fase ausferrítica debido a que esta pieza tuvo mayor tiempo de permanencia en las sales. Se puede observar en la microestructura (b) que la nucleación de la ferrita acicular fue favorecida preferentemente alrededor de los nódulos de grafito, esto se debe a que en estas zonas segregan elementos grafitizantes como el Silicio que disminuyen la solubilidad de Carbono, dando como resultado el crecimiento de la ferrita acicular y la austenita estable de alto Carbono..

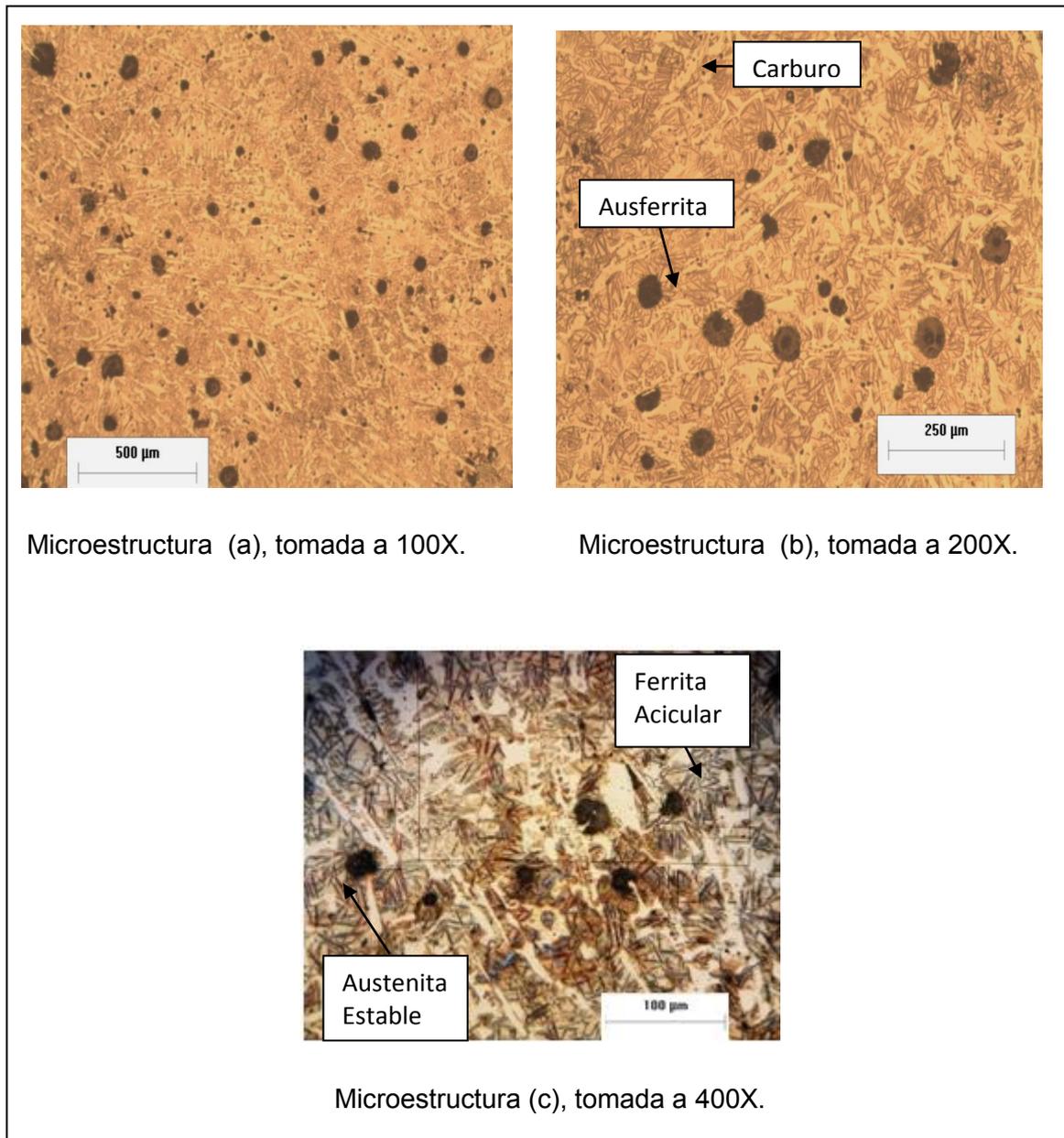
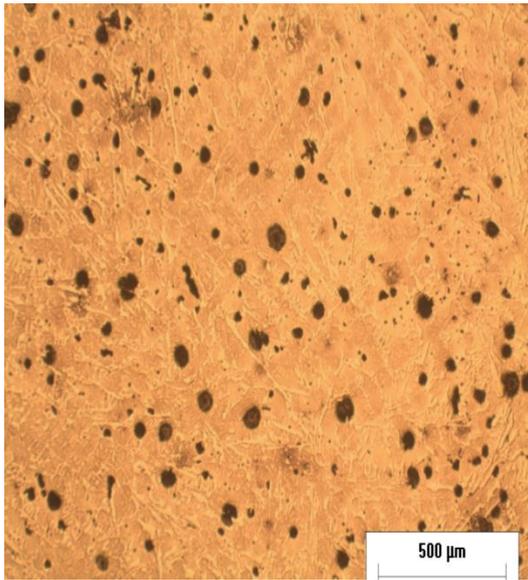


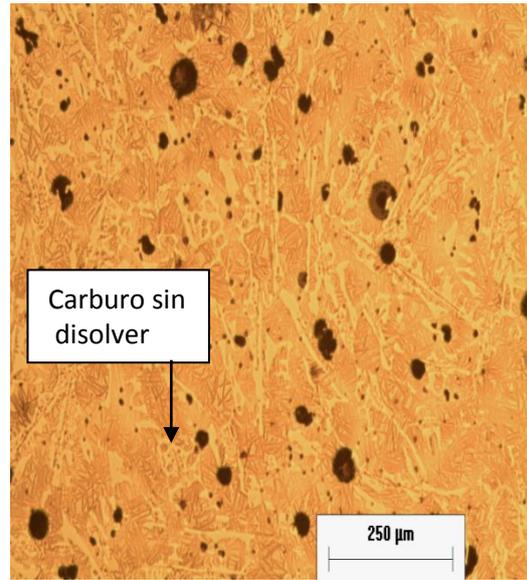
Figura 4.5. Microestructura de la pieza 2 austenizada a 950°C durante 30 minutos y austemperizado a 330°C por 120 minutos, atacada con Nital al 2%.

En la figura 4.6 se muestran las microestructuras de la pieza austemperizada por tres horas, se puede observar que no hay cambio significativo en el aumento de ausferrita en la microestructura. Los elementos de aleación tienen un gran efecto sobre los tiempos de formación de ausferrita, ya que tienden a desplazar hacia la derecha del diagrama el tiempo de inicio y término de la reacción de austemperizado o incluso a que no ocurra la reacción de transformación. Los elementos promotores de carburos que se segregan entre los nódulos de grafito tienden a retrasar la reacción, condición presente en este trabajo ya que el contenido de Cromo es muy alto y se retarda la posible formación de bainita.

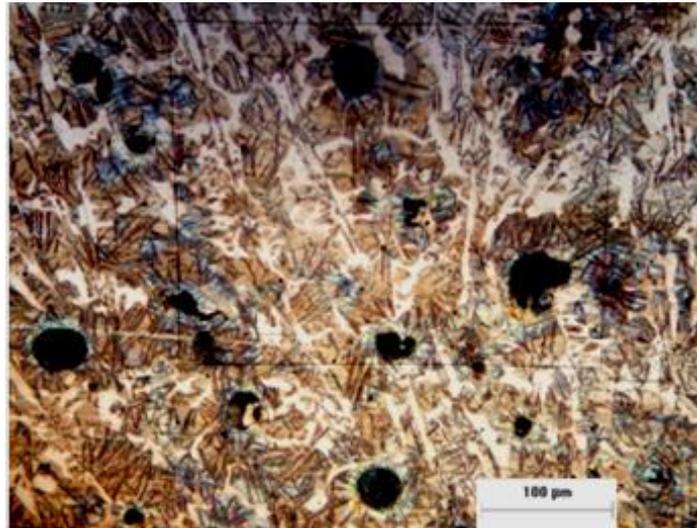
En la figura 4.6 se puede observar a 400 aumentos que la ferrita acicular no es de gran proporción y pero en el tiempo de permanencia logro aumentar de volumen.



Microestructura (a), tomada a 100X



Microestructura (b), tomada a 200X.



Microestructura (c), tomada a 400X

Figura 4.6. Microestructura de la pieza 3 austenizada a 950°C durante 30 minutos y austemperizado a 330°C por 180 minutos, atacada con Nital al 2%.

En la figura 4.7 (a) y (b) se observa el mismo patrón en el cual el porcentaje de ferrita acicular tiene un mínimo aumento de transformación de acuerdo al tiempo de tratamiento isotérmico ya que no aumento significativamente el porcentaje de ferrita acicular y se observan un porcentaje mayor de carburos. También se observa que la nucleación de la ferrita acicular se da preferentemente en la orilla del nódulo y es más fina.

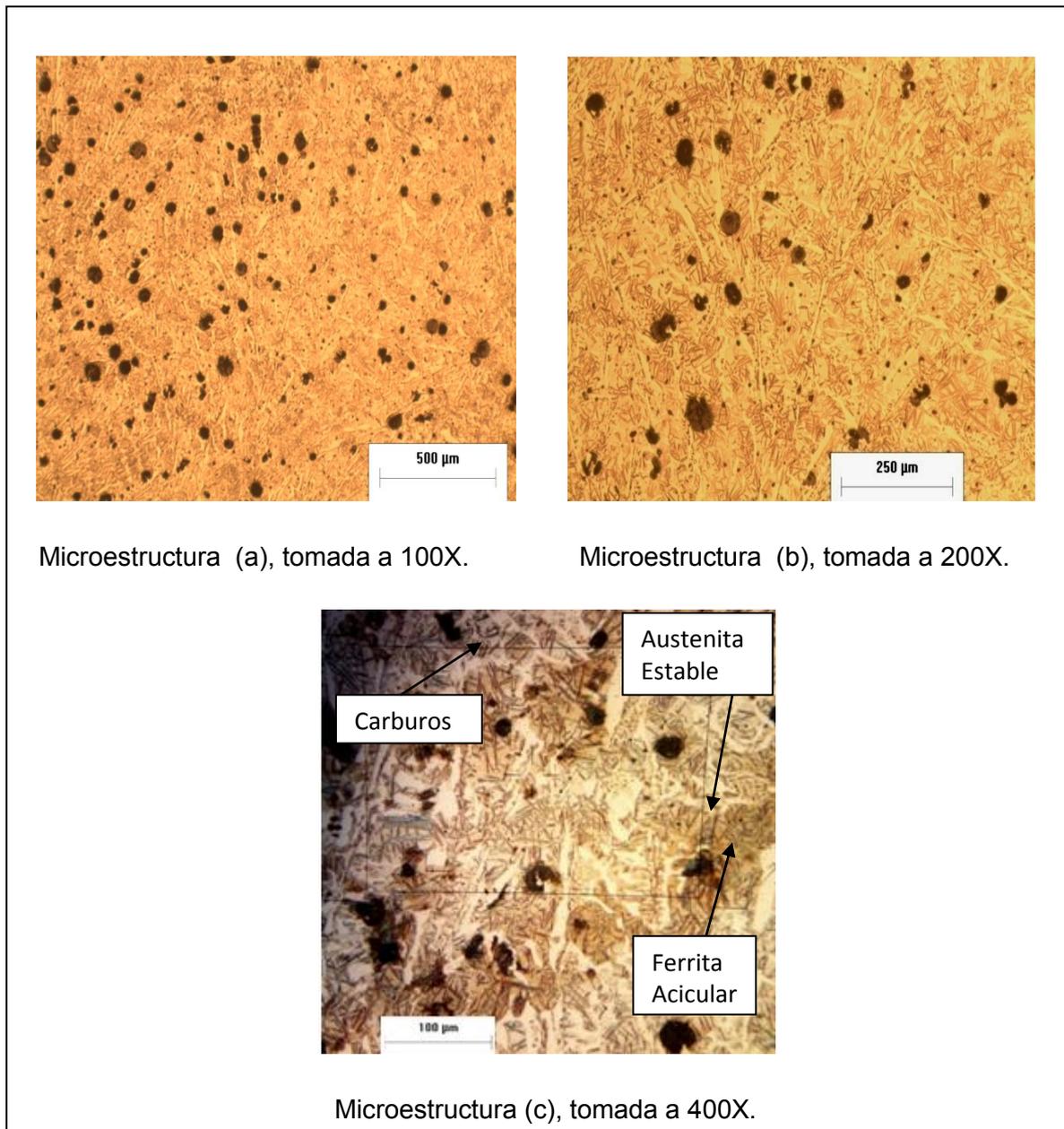


Figura 4.7. Microestructura de la pieza 4 austenizada a 950°C durante 30 minutos y austemperizado a 330°C por 240 minutos, atacada con Nital al 2%.

En la figura 4.8 se muestran los resultados de la pieza que estuvo sometida a mayor tiempo en el tratamiento isotérmico. En los resultados microestructurales a 400 aumentos en la microestructura (c) se observa que las placas de ausferrita son más alargadas, gruesas y paralelas entre sí en algunas zonas lo que indicaría posible precipitación de bainita. Esto hace notar que se paso de la etapa uno a la dos de la reacción de austemperizado. Esto implicará un decremento en la tenacidad del material. El bajo contenido de Cobre en la aleación no indica efecto alguno en el retraso de esta etapa, esta condición en la transformación se asocia al contenido de Cromo.

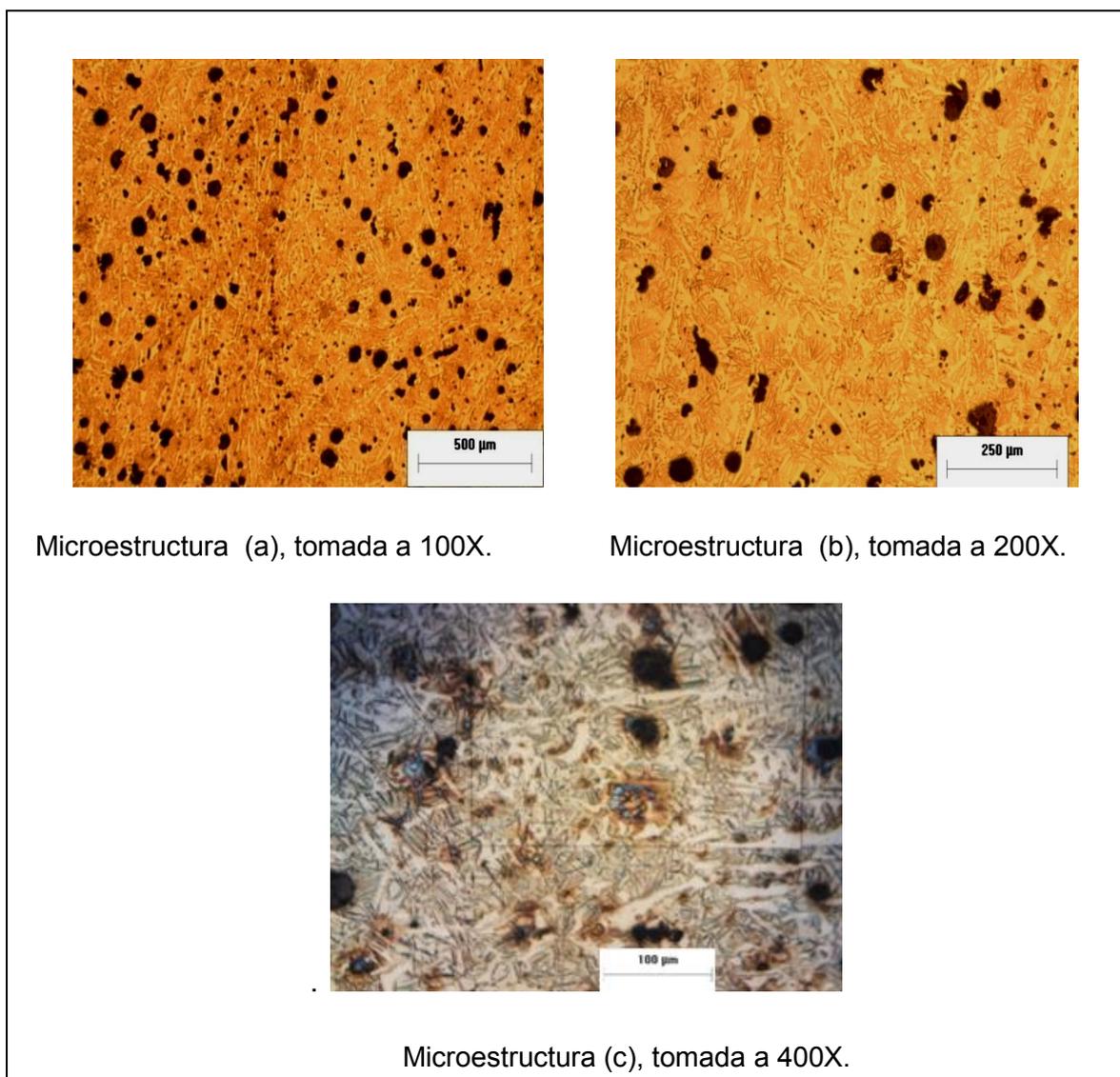


Figura 4.8. Microestructura de la pieza 5 austenizada a 950°C durante 30 minutos y austemperizado a 330°C por 300 minutos, atacada con Nital al 2%.

4.4. Evaluación de las propiedades mecánicas.

Como se mencionó en el procedimiento experimental se realizaron ensayos de impacto para cuantificar la tenacidad de las piezas así como de dureza Brinell. Los resultados de ambos ensayos se muestran tabla 4.3, se realizó la conversión de dureza Brinell a Rockwell.

Los resultados de tenacidad y dureza son consistentes con las microestructuras. Como se puede observar en la tabla los valores de resistencia al impacto iban en aumento mientras aumentaba el tiempo de austemperizado ya que la ausferrita iba aumentando en proporción mínima, por lo tanto los valores tiene poca variación entre sí.

En la pieza de tres horas de austemperizado se nota una baja marcada en la resistencia al impacto, esto es porque la muestra tenía un defecto interno provocado por arrastre de arena del molde en el proceso de fundición, tal como se muestra en la figura 4.9.

Tabla 4.3. Propiedades Mecánicas de las piezas experimentales.

Pieza	1	2	3	4	5
Tiempo de Austemperizado (h)	1.5	2	3	4	5
Resistencia al impacto (J)	6.66	7.35	5.09	7.44	7.05
Dureza (HBN)	532	512	495	512	555
Dureza (HRc)	53	52	50	52	55

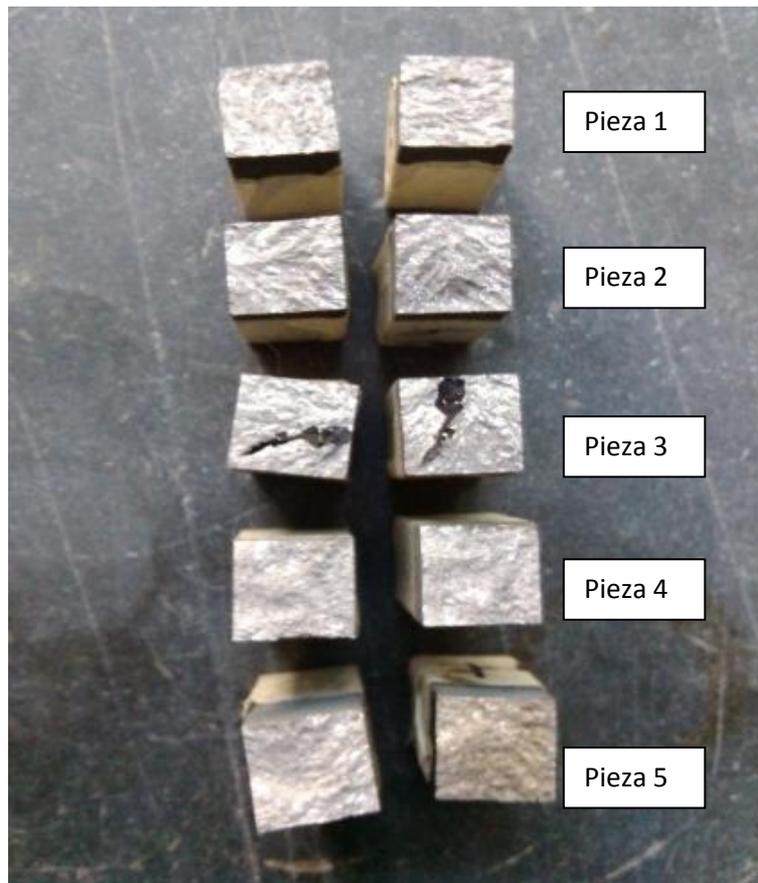


Figura 4.9. Muestras del ensayo de impacto en las probetas tipo Charpy, mostrando la fractura.

Para la pieza cuatro se sigue notando un aumento en la energía de impacto, lo que implica de acuerdo a la microestructura que fue por la presencia de más porcentaje de ausferrita que se transformó, pero en la pieza cinco se observa que la tenacidad baja, lo que implicaría que por el largo tiempo de tratamiento haya una fracción de bainita transformada provocando que incremente la dureza y se reduzca la tenacidad.

Considerando los resultados de dureza son justificables con respecto a la microestructuras, ya que a mayor tiempo de austemperizado mayor transformación de ausferrita y menor probabilidad de que se forme martensita. Pero al llegar a la segunda etapa de la ventana de procesamiento la dureza puede aumentar de nuevo por la formación de la fase bainita. Por eso es que los puntos más altos de dureza se tienen al principio y al final de este proceso de austemperizado.

Los resultados de las propiedades mecánicas también se presentan en forma grafica en la figura 4.10 y 4.11.

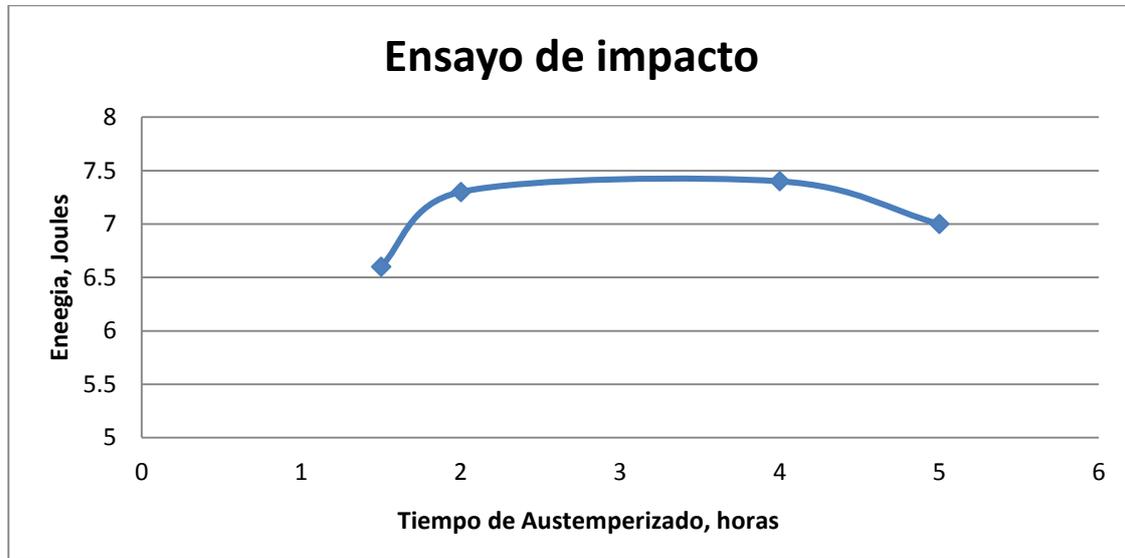


Figura 4.10. Resistencia al impacto (J) en función del tiempo de tratamiento isotérmico.

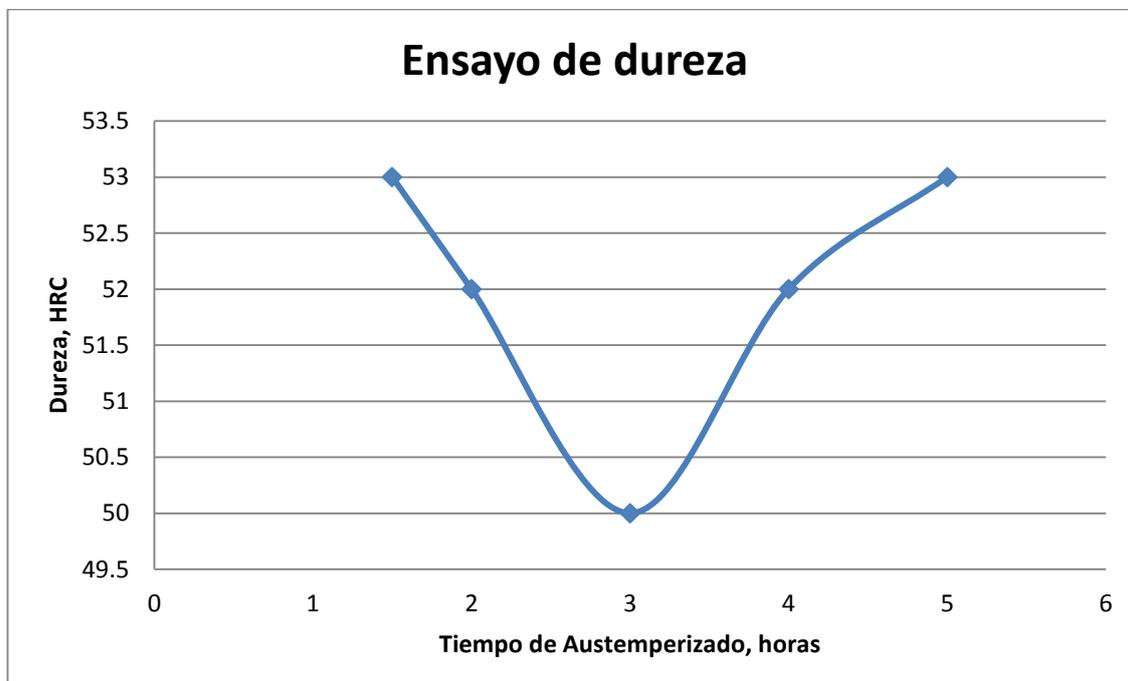


Figura 4.11 Dureza (HRC) en función del tiempo de austemperizado.

El porcentaje de carburos libre podrían influir considerablemente en las propiedades mecánicas finales de las probetas, ya que son susceptibles a disolverse durante el tratamiento.

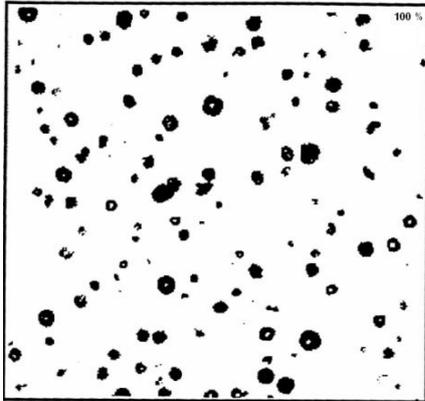
Capítulo 5.

Conclusiones.

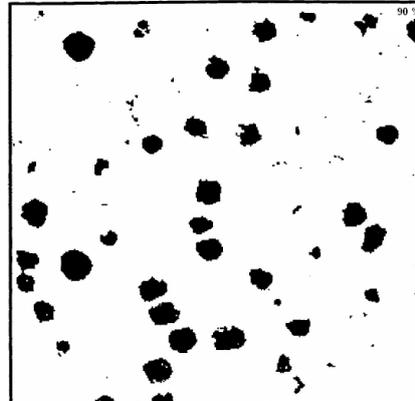
- Para tiempos superiores a 1.5 horas se obtiene martensita y ausferrita con morfología en forma de agujas similares a la martensita.
- Para tiempos mayores de 1.5 horas se obtiene mayor porcentaje de transformación ausferrítica y esto influye en la dureza y resistencia al impacto.
- La composición química es muy importante que sea controlada, ya que hay elementos que retardan el tiempo de transformación en la etapa I de austemperizado, provocando que los tiempos de transformación completa sean lentos.
- Hay zonas alejadas de los nódulos en las cuales se observa que no hay transformación, esto se debe a que se segregan elementos promotores de carburos, como lo es el Cromo.
- A tiempos muy largos de tratamiento de austemperizado hay un incremento en la dureza y una baja en la tenacidad, esto es porque hay transición a la segunda etapa del tratamiento, en la cual comienza la formación de la bainita
- La introducción de carburos al hierro ADI hace que haya un aumento en dureza del material con efecto en la tenacidad.
- La finalidad de producir un hierro CADI es sustituir a las piezas de acero con tratamiento térmico, ya que la producción del hierro es menos costosa y a menores temperaturas en su manufactura.

Anexo 1.

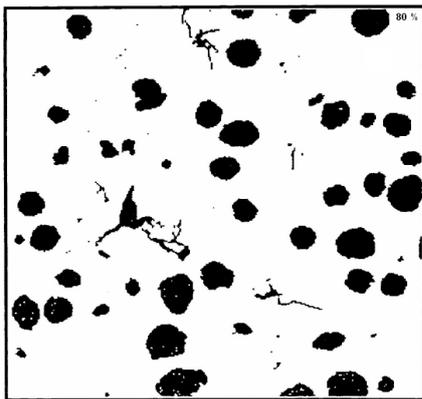
Patrón AFS (American Foundrymen's Society) para evaluar el porcentaje de nodularidad.



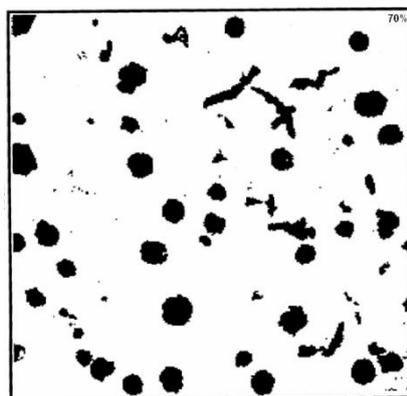
100%



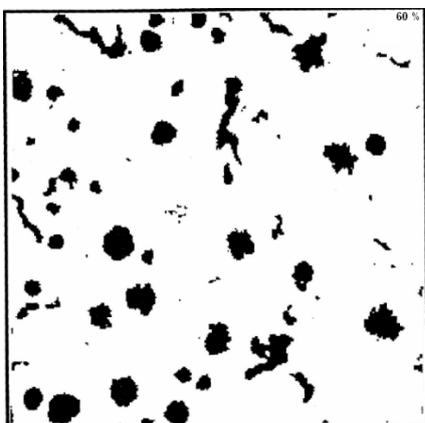
90%



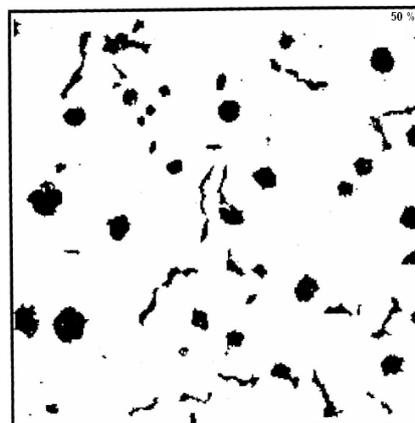
80%



70%



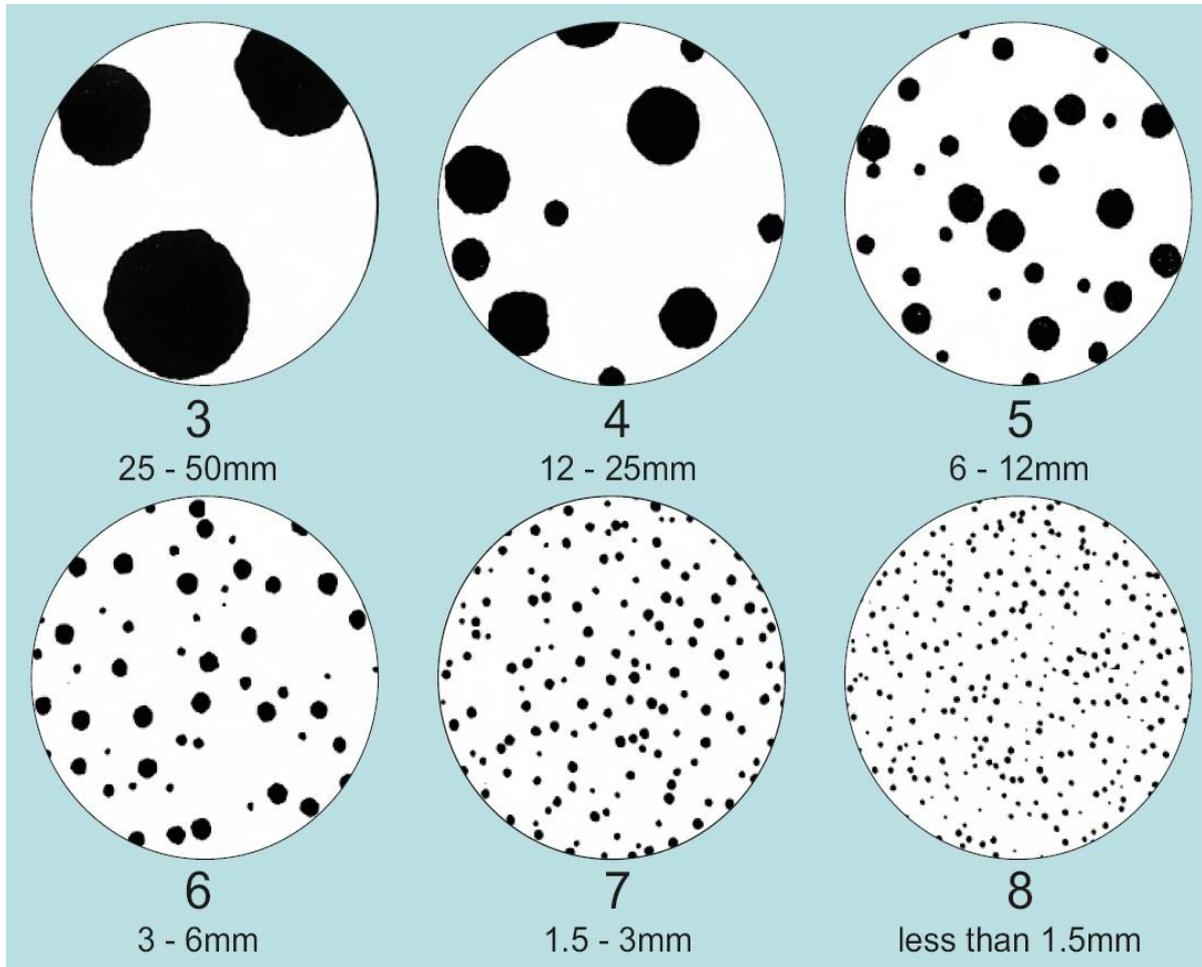
60%



50%

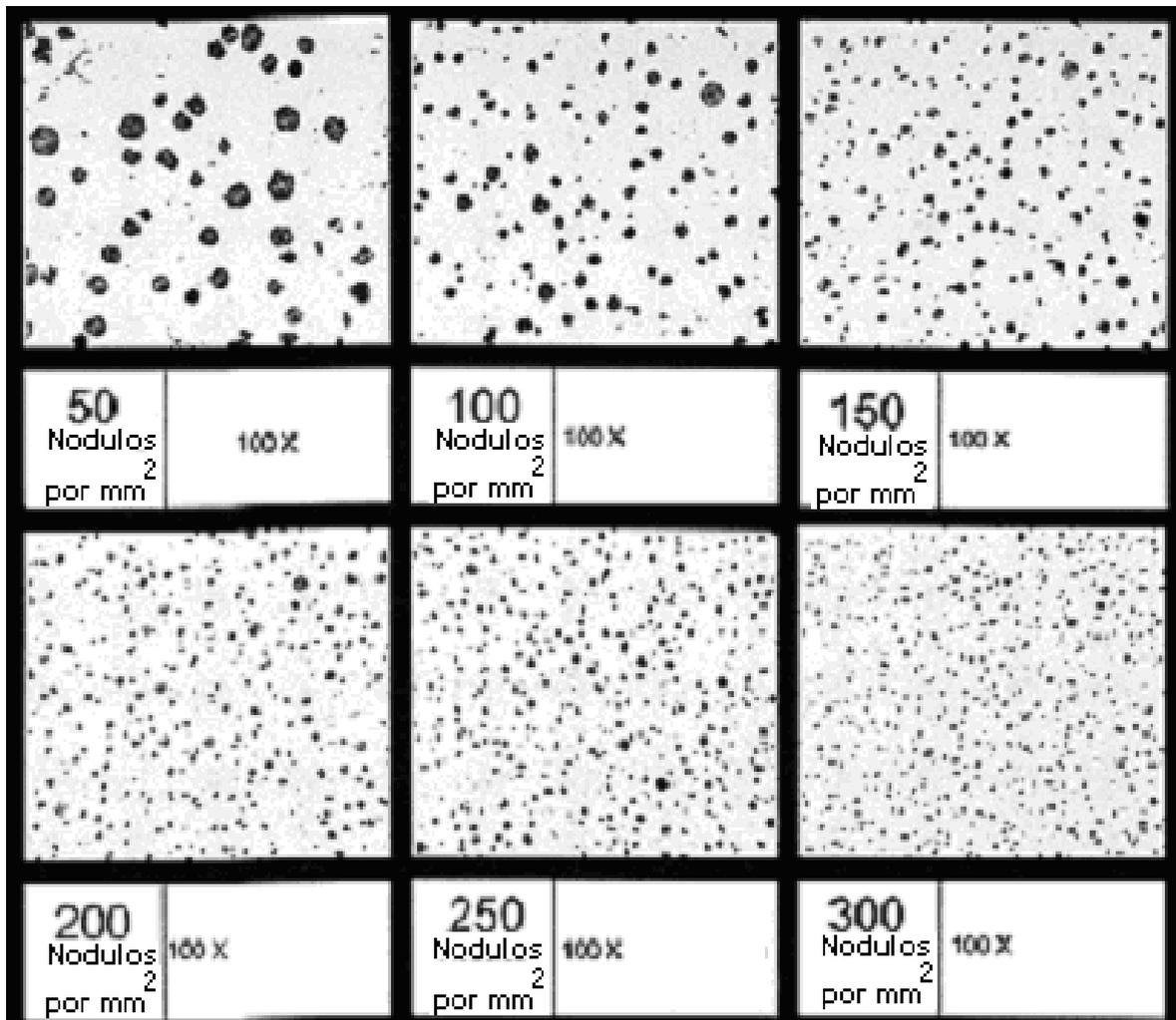
Anexo 2.

Patrón para evaluar el tamaño de nódulo (observar a 100X).



Anexo 3.

Patrón para evaluar la densidad de nódulos (nódulos/mm²).



BIBLIOGRAFIA.

- (1) William F. Smith, ``Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales``, Segunda edición, España, 1993, Editorial Mc Graw Hill, pp. 429-435.
- (2) Apraiz Barreiro José, ``Fundiciones``, Tercera edición, Madrid España, 1982, Editorial Dossat, pp. 3-8, 12-13, 21-22, 72-74, 140-143.
- (3) Donald R. Askeland, ``La ciencia e ingeniería de los materiales``, Cuarta edición, Missouri, 2004, Editorial Thomson, pp. 108, 115-116,280.
- (4) Walton F. Charles, Handbook ``Gray and ductile iron castings``, Cleveland USA, Founders´ society, 1971, pp 94,100.
- (5) Negrete López Ernesto y Vázquez Ramírez Elizabeth, ``Mejora significativa, física y mecánica, del hierro nodular, por medio del tratamiento térmico de austemperizado``, tesis de licenciatura, IPN, 2008, pp. 24-26.
- (6) Juárez Tamayo Hiram, ``Cinética de la disolución de carburos en un hierro nodular aleado con 2.2%Cr``, Tesis de licenciatura, Facultad de Química, UNAM 2013, pp. 18-20, 47-48.
- (7) American Foundrymen´s Society, Cast Metals Handbook, Cuarta edición, Illinois USA, 1957, pp 195.
- (8) Aranda Villada Víctor Antonio, “Efecto de la temperatura y tiempo de austenización en la disolución de carburos en un hierro nodular blanqueado (D 120/90/02 modificado)”, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química, UNAM, 2010, pp. 27-29, 40-41.
- (9) Acosta Esqueda Miguel Antonio, Martínez Madrid Miguel y López Alfredo José, ``EL Tratamiento de los Hierros Nodulares en el Mejoramiento de los Materiales en la Industria Automotriz``, Publicación técnica No. 148, Sanfandila Qro., 2000. Fecha de consulta Junio 2014, pp. 2, 11-13, 20.

- (10) American Society Metallurgical (ASM), ``Heat treating``, Metals Handbook, Volumen 4, Novena edición, USA, 1991, pp 682-689.
- (11) Crisanti José, ``ADI: obtención de ausferrita a partir de fundiciones esferoidales y su uso``, Revista ciencia y tecnología, universidad de Palermo, Argentina, 2007, pp. 54-57.
- (12) American Society Metallurgical (ASM), ``Properties and selection: Iron and Steels``, Metals Handbook, Volumen I, Decima edición, USA, 1993, pp. 34, 79-80.
- (13) Brandenberg Kristin R., ``Off- Highway Applications of Austempered Material``, Applied Process Inc. Technologies Div; Livonia, Michigan, USA, Abril 2002, pp 6-8.
- (14) Hayrynen Kathy L., ``The Production of Austempered Ductile Iron (ADI)``, World Conference on ADI, Michigan USA, 2002, pp 1-5.
- (15) DUCTILE IRON SOCIETY: To promote the production and application of ductile iron castings. Section IV. Austempered ductile Iron, Revised by J.R Keough, Agosto 1998, fecht<http://www.ductile.org/ductile-iron-data/>.
- (16) García Coppola Jaime Alfredo, ``Obtención del Hierro Nodular Austemperizado (Ausferritizado) Para su Aplicación en el Clutch Automotriz``, Tesis de licenciatura, Ingeniería metalúrgica y de materiales, ESIQIE, IPN, 2008, pp. 15,16.
- (17) Keough John R., Dorn Tim, Hayrynen Kathy L. y Popovski Vasko, ``Agricultural Applications of Austempered Iron``, Revista Metal casting design and purchasing, Michigan USA, September 2009, pp 3-4.

- (18) Laino S., Sikora J. A. y Dommarco R.C., ``Estudio de las Propiedades Mecánicas de Fundiciones CADI con Diferentes Contenidos de Carburos``, Congreso SAM/CONAMET, San Nicolás 2007.
- (19) Keough John R., Hayrynen Kathy L., Popovski Vasko, ``Continuing Developments in the Science and Application of Austempered Ductile Iron (ADI)`` , World Foundry Congress, Michigan, USA 2012.