



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
FACULTAD DE QUÍMICA

**“ESTUDIO DE LA DISOLUCIÓN DE CARBUROS, DUREZA Y
RESISTENCIA AL DESGASTE DE UNA PIEZA PROTOTIPO
FABRICADA DE HIERRO CADI”**

TESIS

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

PRESENTA:

OSVALDO CISNEROS BLAS



MÉXICO, D.F.

2013



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

| | |
|-----------------------|---|
| PRESIDENTE: | Profesor: Dr. José Alejandro García Hinojosa |
| VOCAL: | Profesor: M. en C. Sergio García Galán |
| SECRETARIO: | Profesor: M. en I. Adrian Manuel Amaro Villeda |
| 1er. SUPLENTE: | Profesor: M. en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo |
| 2° SUPLENTE: | Profesor: I.Q.M. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco |

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

Edificio "D"

Departamento de Ingeniería Metalúrgica

Facultad de Química

UNAM

Dr. José Alejandro García Hinojosa

Asesor del tema

I.Q.M. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco

Supervisor técnico

Oswaldo Cisneros Blas

Sustentante

Índice

Introducción

| | |
|---------------------------------|---|
| Resumen..... | 6 |
| Planteamiento del problema..... | 7 |
| Objetivo | 7 |

Capítulo 1. Antecedentes

| | |
|--|----|
| 1.1 Hierros Nodulares..... | 8 |
| 1.1.1 Clasificación y propiedades mecánicas | 8 |
| 1.1.2 Composición Química..... | 10 |
| 1.1.3 Tratamientos térmicos del Hierro Nodular | 12 |
| 1.2 Hierro Nodular Austemperizado ADI | 13 |
| 1.2.1 Propiedades del Hierro Nodular Austemperizado | 15 |
| 1.2.2 Aplicaciones del Hierro Nodular Austemperizado..... | 15 |
| 1.3 Hierro Nodular Austemperizado con Carburos CADI | 16 |
| 1.3.1 Formación y estabilidad de carburos | 17 |
| 1.3.2 Aplicaciones del Hierro Nodular Austemperizado con carburos | 18 |
| 1.3.3 Ventajas y desventajas de Hierro Nodular Austemperizado con Carburos | 20 |
| 1.3.3.1 Ventajas..... | 20 |
| 1.3.3.2 Desventajas..... | 20 |

Capítulo 2. Marco Teórico

| | |
|---|----|
| 2.1 Tratamiento isotérmico de Hierros Nodulares | 21 |
| 2.1.1 Ciclo del tratamiento térmico | 21 |
| 2.1.1.1 Austenización | 22 |
| 2.1.1.1.1 Temperatura de austenización | 22 |
| 2.1.1.1.2 Tiempo de austenización..... | 24 |
| 2.1.1.2 Austemperizado (temperatura y tiempo)..... | 25 |
| 2.2 Caracterización microestructural de hierros nodulares..... | 29 |
| 2.3 Pruebas mecánicas | 32 |
| 2.3.1 Ensayo de impacto Charpy de muestras pequeñas (ASTM E23)..... | 33 |
| 2.3.1.1 Impacto..... | 33 |

| | |
|--|----|
| 2.3.1.2 Resiliencia | 33 |
| 2.3.1.3 Fragilidad..... | 33 |
| 2.3.2 Ensayos de dureza superficial..... | 33 |
| 2.3.2.1 Tipos de dureza..... | 34 |
| 2.3.2.2 Dureza a la penetración..... | 34 |
| 2.3.2.2.1 Dureza Rockwell..... | 34 |
| 2.3.2.2.2 Dureza Brinell | 34 |
| 2.3.3 Ensayo de desgaste | 35 |

Capítulo 3. Desarrollo experimental

| | |
|--|----|
| 3.1 Caracterización microestructural y propiedades mecánicas de la pieza original de acero..... | 38 |
| 3.1.1 Caracterización metalográfica | 38 |
| 3.1.2 Propiedades mecánicas | 39 |
| 3.1.2.1 Dureza (Rockwell C)..... | 39 |
| 3.1.2.2 Resistencia al desgaste..... | 41 |
| 3.2 Caracterización microestructural de la pieza prototipo de hierro nodular con carburos (HNC) en condiciones de colada. | 42 |
| 3.3 Fabricación de la pieza prototipo de hierro CADI (tratamiento térmico) | 43 |
| 3.4 Propiedades mecánicas de la pieza prototipo CADI..... | 45 |
| 3.4.1 Dureza (Brinell)..... | 45 |
| 3.4.2 Resistencia al desgaste..... | 46 |
| 3.4.3 Resistencia al impacto..... | 46 |

Capítulo 4. Resultados y Discusión

| | |
|---|----|
| 4.1 Evaluación microestructural y propiedades mecánicas de la pieza original (rodillo de cáncamo para red de pesca). | 48 |
| 4.1.1 Composición química | 48 |
| 4.1.2 Calidad microestructural | 49 |
| 4.1.3 Propiedades mecánicas | 51 |
| 4.1.3.1 Dureza Rockwell..... | 51 |
| 4.1.3.2 Resistencia al desgaste..... | 51 |

| | |
|--|----|
| 4.2 Evaluación de hierro nodular base | 53 |
| 4.2.1 Composición química | 53 |
| 4.2.2 Calidad microestructural | 53 |
| 4.2.2.1 Evaluación del grafito esferoidal en el hierro nodular base en condiciones de colada | 53 |
| 4.2.2.2 Evaluación de la matriz..... | 57 |
| 4.2.2.3 Fracción inicial de carburos | 60 |
| 4.3 Evaluación microestructural del hierro CADI fabricado y propiedades mecánicas | 62 |
| 4.3.1 Calidad microestructural | 62 |
| 4.3.1.1 Evaluación de grafito esferoidal en la matriz después del tratamiento de Austemperizado..... | 63 |
| 4.3.1.2 Evaluación de la matriz después del tratamiento térmico..... | 65 |
| 4.3.1.3 Fracción de carburos después del tratamiento | 68 |
| 4.3.2 Propiedades mecánicas del hierro CADI | 71 |
| 4.3.2.1 Dureza | 71 |
| 4.3.2.2 Resistencia al desgaste..... | 73 |
| 4.3.2.3 Resistencia al impacto..... | 74 |
| 4.4 Comparación entre las propiedades mecánicas del acero aleado y el hierro CADI | 75 |
| | |
| Capítulo 5. Conclusiones | |
| Conclusiones | 77 |
| | |
| Bibliografía | 79 |
| | |
| Anexo I | 83 |
| | |
| Anexo II | 87 |

Introducción

Resumen

En la mayoría de las aplicaciones de los hierros nodulares convencionales no se permite un elevado contenido de carburos en la microestructura de la aleación debido al aumento en dureza y a la fragilidad que este microconstituyente promueve en el material. La evolución actual de los hierros nodulares a los hierros nodulares austemperizados o ADI (Austempered Ductile Iron) está haciendo mucho más competitivos a estos materiales en cuanto a demanda de propiedades mecánicas, por lo que estos pueden sustituir componentes de acero a menor costo y peso, sin sacrificar su desempeño. Actualmente se está iniciando una nueva etapa en la evolución de los hierros con grafito esferoidal o hierro dúctil y son los llamados hierros nodulares austemperizados con carburos o hierros CADI (Carbide Austempered Ductil Iron). Estos hierros parten de un hierro nodular con carburos estables y posteriormente son sometidos a un tratamiento térmico de austemperizado. La microestructura del hierro obtenido es una matriz de ausferrita de alta tenacidad con carburos sin disolver, de elevada dureza y resistencia al desgaste; esta combinación proporciona al material excelentes características para ser aplicados en componentes que demandan alta resistencia al desgaste y a la abrasión.

Sin embargo estos carburos, aparte de promover un aumento en la resistencia al desgaste, también generan una disminución de la resistencia al impacto, y pueden presentar una alta tendencia a disolverse durante el tratamiento de austemperizado. Por lo tanto, el desafío en el desarrollo de este material está relacionado con el control de la microestructura que permita obtener un balance óptimo entre la resistencia a la abrasión, tenacidad y disolución de carburos.

Las aplicaciones comprenden componentes de la industria minera, cementera, componentes de maquinaria para construcción, maquinaria para agricultura, entre otros.

De acuerdo a lo anterior en el presente trabajo se estudiará la disolución de carburos que presenta durante el tratamiento de austemperizado una pieza prototipo (buje-rodillo para aplicación marina) fabricada con hierro CADI, así mismo se determinará la resistencia al desgaste y dureza de la pieza prototipo y de la pieza original fabricada de acero aleado con tratamiento de temple-revenido para fines comparativos.

Planteamiento del problema

Ya que los hierros CADI son un material de recién aparición sus aplicaciones aún son pocas pero con un gran potencial de diversificación, en la presente tesis se determinó la factibilidad de la sustitución de un rodillo de cáncamo para red de pesca fabricado de acero aleado con tratamiento de temple-revenido por uno fabricado con Hierro CADI aleado con Cr y Mo. Se realizaron pruebas de desgaste (pin test) y dureza (Brinell y Rockwell C), a ambos bujes. Así mismo se determinó el porcentaje de disolución de carburos en el hierro CADI después del tratamiento térmico de austemperizado.

Objetivo general

Evaluar el efecto que tiene el tratamiento térmico de austemperizado sobre la disolución de carburos, dureza y resistencia al desgaste de una pieza prototipo fabricada con hierro CADI, comparándola con una pieza de acero templada-revenida de aplicación comercial.

Objetivos particulares

1. Determinar el porcentaje de disolución de carburos en una pieza prototipo fabricada con hierro CADI después del tratamiento de austemperizado.
2. Determinar la dureza de una pieza prototipo fabricada con hierro CADI.
3. Determinar la resistencia al desgaste de una pieza prototipo fabricada con hierro CADI.
4. Determinar la resistencia al impacto de una pieza prototipo fabricada con hierro CADI.
5. Determinar la dureza y resistencia al desgaste de una pieza fabricada con acero aleado con tratamiento térmico de temple-revenido.
6. Definir en base a los resultados la factibilidad de sustitución de la pieza de acero por la de CADI.

Capítulo 1.

Antecedentes

En este capítulo se mencionan brevemente los antecedentes existentes acerca de los hierros nodulares, su composición química y sus propiedades, así como de los hierros ADI y los hierros CADI, se hace mención de la forma de obtención de carburos en hierros nodulares y las aplicaciones, ventajas y desventajas de los hierros CADI.

1.1. Hierros nodulares¹

El hierro producido recibe tres nombres: Hierro dúctil (Ductile Iron), Hierro Nodular (Nodular Iron), Hierro con grafito esferoidal (Spheroidal graphite iron o SGI). Se trata de una fundición ferrosa en la cual el grafito en lugar de precipitar en forma de hojuelas (Hierro gris) lo hace en forma de esferoides lo cual es menos perjudicial para las propiedades mecánicas y reduce el efecto de agrietamiento cuando el material es sometido a cargas cíclicas, esto se logra agregando una cantidad pequeña de magnesio o cerio (introducido en forma de ferroaleación) y tierras raras. Para producir este hierro, es necesario realizar un tratamiento de nodularización y finalmente la inoculación.²

La nodularización es un tratamiento al metal líquido, es exclusivo de los hierros nodulares y vermiculares, generalmente se lleva a cabo con FeSiMg. Finalmente, es esencial una inoculación, para causar una nucleación heterogénea.³

En años recientes, los fabricantes y usuarios de las fundiciones de hierro nodular han observado el uso potencial de este material, como resultado del amplio rango de propiedades mecánicas que ofrecen. Las fundiciones de hierro nodular son una buena alternativa en cuanto a costo de fabricación con respecto a las aleaciones con cierta ductilidad, las fundiciones de acero y otros tipos de materiales.

1.1.1. Clasificación y propiedades mecánicas⁴

La matriz del hierro dúctil puede ser controlada por enfriamiento durante el proceso de solidificación, la adición de elementos aleantes y por tratamiento térmico posterior a la obtención de la pieza de fundición. En la Tabla 1.1 se muestran las clases de hierros

nodulares y las características que presentan. La Tabla 1.2 y 1.3 muestran las propiedades mecánicas y la composición química, respectivamente, para las distintas clases de hierros nodulares.

Tabla 1.1.- Clases de hierros dúctiles y sus características.

| Clase | Microestructura | Tratamiento térmico | Estructura controlada por: |
|-----------|---|---------------------|----------------------------|
| 60-40-18 | Completamente ferrita | Recocido | Tratamiento térmico |
| 65-45-12 | Ferrita + pequeños porcentajes de perlita | Ninguno | Composición química |
| 80-55-06 | Ferrita + grandes porcentajes de perlita | Ninguno | Composición química |
| 100-70-03 | Completamente perlita | Normalizado | Tratamiento térmico |
| 120-90-02 | Martensita revenida | Temple y revenido | Tratamiento térmico |

Tabla 1.2.- Propiedades mecánicas de las clases hierros nodulares (ASTM A536).

| Clase | R. Tensión | | R. Cedencia | | Elongación (%) | Dureza (HB) |
|-----------|------------|-----|-------------|-----|----------------|-------------|
| | MPa | ksi | MPa | Ksi | | |
| 60-40-18 | 414 | 60 | 276 | 40 | 18 | 167 |
| 65-45-12 | 448 | 65 | 310 | 45 | 12 | 167 |
| 80-55-06 | 552 | 80 | 379 | 55 | 6 | 192 |
| 100-70-03 | 689 | 100 | 483 | 70 | 3 | --- |
| 120-90-02 | 827 | 120 | 621 | 90 | 2 | 331 |

Tabla 1.3.- Composición química de las clases de hierros nodulares (ASTM A536).

| Clase | Composición, % | | | | | | |
|-----------|----------------|-----------|-----------|-----------|------------|-----------|-----------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Cu |
| 60-40-18 | 3.50-3.90 | 2.20-3.00 | 0.30 Max. | 0.50 Max. | 0.015 Max. | 0.06 Max. | --- |
| 65-45-12 | 3.50-3.90 | 2.50-2.80 | 0.40 Max. | 0.05 Max. | 0.015 Max. | 0.10 Max. | --- |
| 80-55-06 | 3.50-3.90 | 2.20-2.70 | 0.20-0.50 | 0.05 Max. | 0.015 Max. | 0.10 Max. | 0.20-0.40 |
| 100-70-03 | 3.50-3.80 | 2.20-2.70 | 0.60 Max. | 0.05 Max. | 0.015 Max. | 0.10 Max. | 0.20-0.50 |
| 120-90-02 | 3.50-3.80 | 2.20-2.70 | 0.60 Max. | 0.05 Max. | 0.015 Max. | 0.10 Max. | 0.20-0.50 |

1.1.2. Composición química⁵

Las propiedades del hierro dúctil dependen en mayor medida de su composición química y son de mayor importancia los elementos que ejercen gran efecto sobre la microestructura y sobre la forma y distribución de los nódulos de grafito. En la tabla 1.4 se muestra el efecto de los elementos de aleación.

Tabla 1.4.- Efecto de los elementos de aleación.

| ELEMENTO | CANTIDAD TÍPICA % | MÁXIMO PARA MATRIZ | | EFECTOS POSITIVOS | EFECTOS INDESEADOS |
|----------------------------------|--------------------|--|------------------|--|---|
| | | FERRITA | PERLITA | | |
| Elementos esferoidizantes | | | | | |
| Mg | 0.02 – 0.08 | Suficiente para asegurar grafito esferoidal | | Bajos contenidos de azufre y oxígeno | Exceso promueve carburos |
| Elementos primarios | | | | | |
| C | 3.00 – 4.00 | 3.00-4.00 | 3.00-4.00 | Se presenta como esferoides o carburos | En exceso forma grafito flotado. |
| Si | 1.80-3.00 | 1.80-3.00 | 1.80-2.75 | Promueve la grafitización durante la solidificación | Aumenta la dureza y resistencia de la ferrita |
| P | 0.02 | 0.035 max | 0.05 max | Mantenerlo lo más bajo posible | Promueve la perlita, forma carburos intercelulares |
| S | 0.01-0.02 | 0.02 max | 0.02 max | Se combina con Mg y tierras raras | Limita la eficiencia del magnesio |
| Mn | 0.00-1.20 | 0.20 | 0.80 max | Promueve la perlita en condiciones de colada | Forma carburos intercelulares (> 0.70 %) |

| ELEMENTO | CANTIDAD TÍPICA % | MÁXIMO PARA MATRIZ | | EFECTOS POSITIVOS | EFECTOS INDESEADOS |
|-------------------------------|-------------------|---|------------|---|--|
| | | FERRITA | PERLITA | | |
| Elementos aleantes | | | | | |
| Ni | 0.01-2.00 | Mantener tan bajo como sea posible en condiciones de colada | Especific. | Promotor de la perlita | ----- |
| Mo | 0.01-0.75 | 0.03 max | Especific. | Promueve la templabilidad | En exceso promueve carburos intercelulares |
| Cu | 0.01-0.90 | 0.03 max | Especific. | Promotor de la perlita | Efecto insignificante en el conteo y la calidad del nódulo |
| Elementos envenenantes | | | | | |
| Te | < 0.005 | 0.02 max | 0.02 max | Usado para el control de pinholes | Degenera los nódulos en ausencia de tierras raras |
| Pb | ---- | 0.002 max | 0.002 max | Mantener tan bajo como sea posible | Promueve hojuelas de grafito intercelular |
| Ti | < 0.07 | 0.03 max | 0.07 max | Mantener tan bajo como sea posible | Promueve grafito vermicular |
| Al | 0.003-0.06 | 0.05 max | 0.05 max | Usado en ferroaleaciones para suprimir el chill | Promueve grafito vermicular, promueve pinholes |
| Sb | <0.005 | 0.001 max | 0.001 max | Fuerte formador de perlita, contraresta el grafito chuky en secciones gruesas | Degenera el nódulo en ausencia de tierras raras |
| Bi | <0.01 | 0.002 max | 0.002 max | Incrementa la densidad y la calidad de nódulos en presencia de tierras raras | Promueve grafito vermicular en ausencia de tierras raras |

| ELEMENTO | CANTIDAD TÍPICA % | MÁXIMO PARA MATRIZ | | EFECTOS POSITIVOS | EFECTOS INDESEADOS |
|---|-------------------|--------------------|-----------|------------------------------------|--|
| | | FERRITA | PERLITA | | |
| Elementos envenenantes | | | | | |
| Zr | <0.01 | 0.10 max | 0.10 max | Mantener lo más bajo posible | Promueve grafito vermicular |
| Elementos perlizantes y formadores de carburos | | | | | |
| Cr | 0.02-0.15 | 0.04 max | 0.10 max | Fuerte formador de carburos | Carburos resistentes al recocido |
| B | <0.0005 | 0.002 max | 0.002 max | Mantener tan bajo como sea posible | Forma carburos intercelulares resistentes al recocido |
| Sn | <0.10 | 0.01 max | 0.08max | Fuerte formador de perlita | Con <0.10 forma estructuras intercelulares con hojuelas de grafito |
| As | 0.01 max | 0.02 max | 0.05 max | Con 0.08 forma perlita | ----- |
| V | 0.04 | 0.04 max | 0.05 max | Forma carburos muy estables | Retarda el recocido |

1.1.3. Tratamientos térmicos del hierro nodular⁶

El hierro nodular se trata térmicamente principalmente para mejorar las propiedades mecánicas que no se obtienen en condiciones de colada. La microestructura en condiciones de colada consiste principalmente de ferrita, perlita o combinación de ambas, dependiendo del tamaño de sección de la pieza y/o composición química.

Los tratamientos térmicos más importantes son:

- Relevado de tensiones: tratamiento a baja temperatura para reducir o relevar tensiones remanentes después del vaciado.
- Recocido: para mejorar la ductilidad y tenacidad, también para remover carburos eutécticos.
- Normalizado: para mejorar la resistencia con algo de ductilidad.
- Temple y revenido: para incrementar la dureza o para mejorar la resistencia, el revenido permite eliminar las tensiones generadas por el temple.
- Austemperizado: para producir una microestructura de alta resistencia, con algo de ductilidad y buena resistencia al desgaste.
- Endurecimiento superficial: para producir una superficie local de elevada dureza y resistente al desgaste.

En la mayoría de los tratamientos isotérmicos el proceso consiste en una austenización de la pieza y una posterior inmersión en un baño, normalmente de sales fundidas, que se encuentra a una temperatura fija. La pieza se mantiene en dicho baño el tiempo suficiente hasta conseguir que la austenita se transforme parcial o completamente. Para el caso particular de este trabajo se concentrara el estudio en el tratamiento de austemperizado en hierros nodulares.

1.2 Hierro nodular austemperizado (ADI)⁶

Esta aleación es reciente dentro de la familia de los Hierros Nodulares y representa a un grupo de aleaciones de Hierro que ofrecen una buena combinación de resistencia mecánica, dureza y resistencia al desgaste. Este tipo de aleaciones además tiene una excelente capacidad de deformación y alta tenacidad, así como buena resistencia a la fractura, es por eso que son utilizadas para reducir el peso y costo en la fabricación de diversos componentes.

En el tratamiento de austemperizado de las fundiciones con grafito esferoidal, se obtiene una matriz de austenita estable con ferrita acicular, llamada ausferrita (AF).⁸

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

Los hierros que se obtienen en este tratamiento son llamados Hierros Dúctiles Austemperizados ADI (Austempered Ductil Iron); el objetivo fundamental del tratamiento es promover la formación de una microestructura de ferrita acicular y austenita estable con altos contenidos de carbono en solución.

El austemperizado se logra por calentamiento de la pieza a una temperatura dentro de la fase de austenita en un rango entre 815 a 925°C, la pieza permanece a esta temperatura por el tiempo necesario para saturar la austenita con carbono, seguido de un enfriamiento a una temperatura por arriba de M_s con una rapidez suficiente para evitar la formación de perlita u otro tipo de estructuras, la pieza permanece a la temperatura de austemperizado por el tiempo necesario para producir la estructura de ferrita acicular y austenita estable

enriquecida con carbono (ausferrita). En la figura 1.1 se muestra un diagrama del proceso de austemperizado.⁷

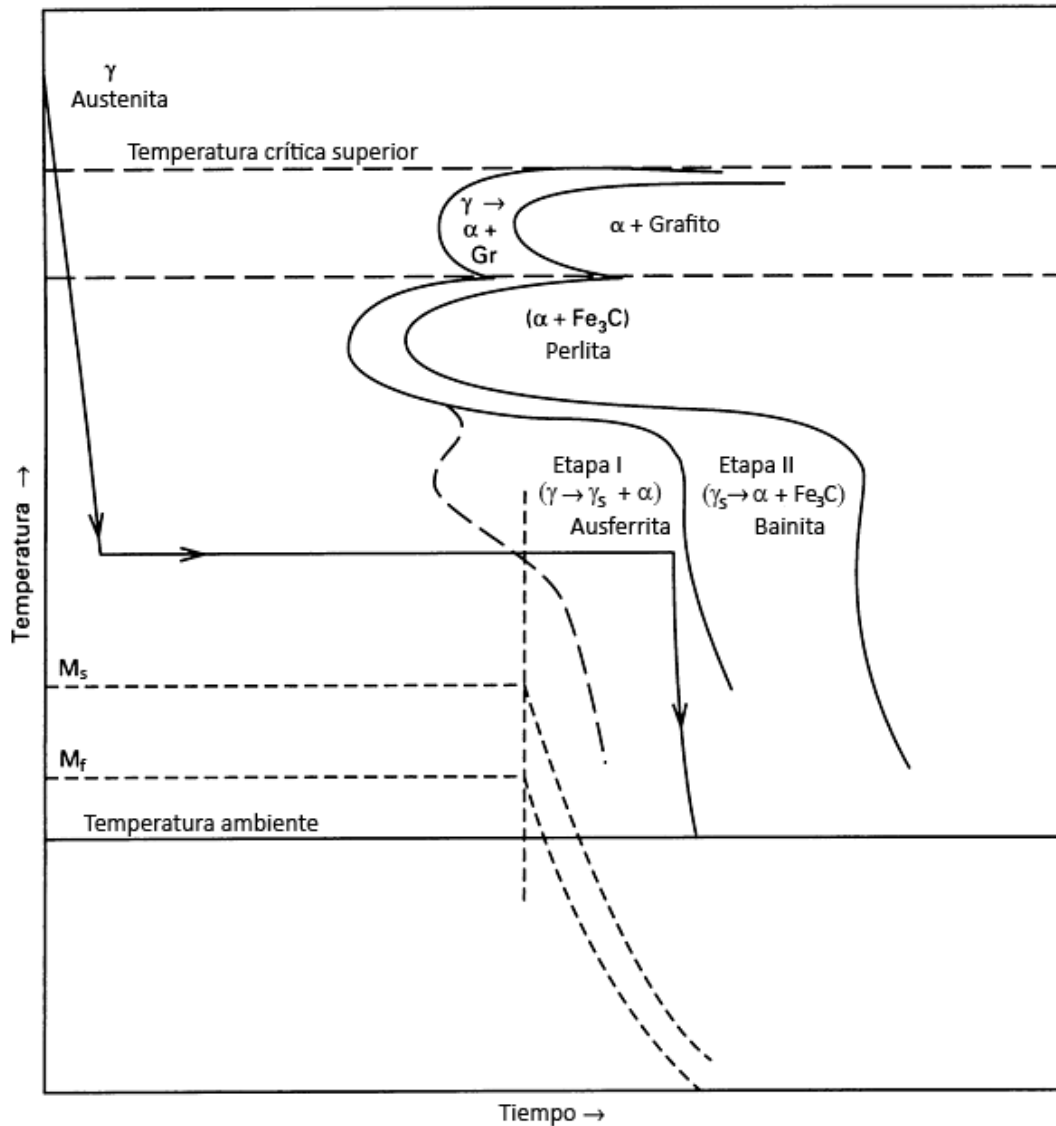


Figura 1.1. Diagrama IT de un hierro nodular mostrando la secuencia del proceso de austemperizado.

Las propiedades mecánicas del ADI pueden variar con la temperatura de austemperizado. A bajas temperaturas de transformación (260°C) se produce una estructura fina con alta resistencia mecánica y resistencia al desgaste. A altas temperaturas de transformación (370°C) resulta una estructura gruesa que exhibe alta resistencia a la fatiga y buena ductilidad.

1.2.1. Propiedades del Hierro nodular austemperizado⁶

En la Figura 1.2 (a) y 1.2 (b) se muestran la diferencia entre valores mínimos de resistencia a la tensión y porcentaje de elongación para los grados ADI y otros tipos de hierros nodulares con diferente matriz y los valores actuales de propiedades esperadas para hierros nodulares de buena calidad.

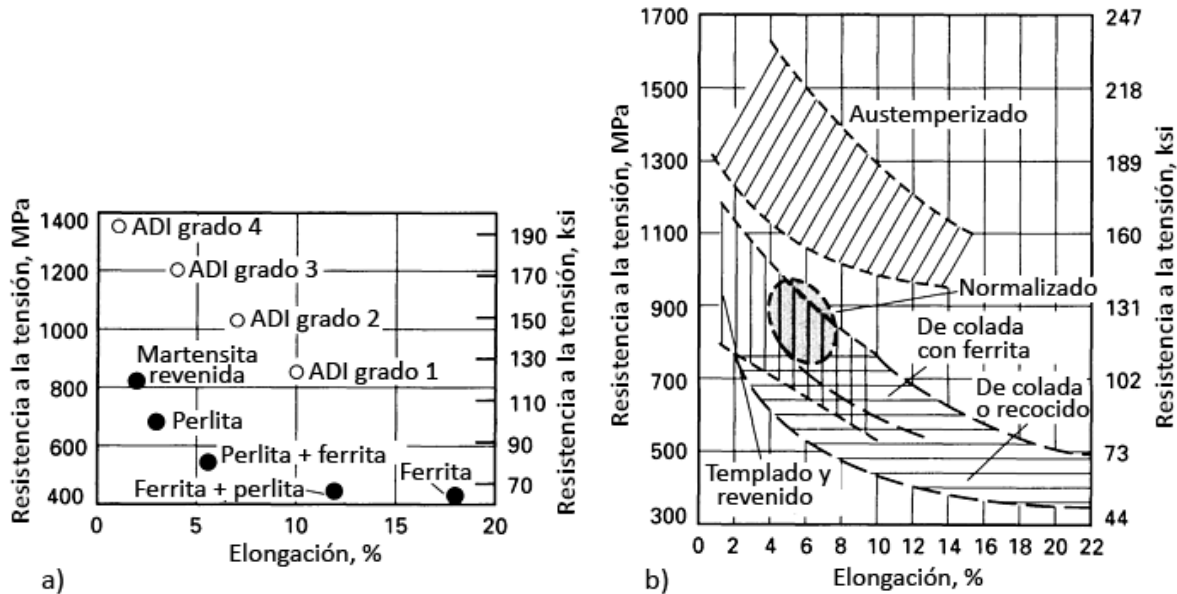





Figura 1.2.- Resistencia a la tensión vs % de elongación para hierros dúctiles. (a) Valores mínimos para grados ADI especificados en la norma ASTM A 897. (b) Rango de resistencia a la tensión y % de elongación con diferentes tratamientos térmicos.⁶

1.2.2 Aplicaciones del Hierro nodular austemperizado⁹

En la Tabla 1.5 se muestran algunas de las aplicaciones que tienen los hierros ADI, se presentan los materiales a los cuales sustituye, así como una imagen representativa de la pieza.

Tabla 1.5. Aplicaciones de los Hierros ADI.

| Nombre de la Pieza | Material reemplazado | Ventajas | Imagen |
|--------------------------------------|---|---|---|
| Engranajes axiales (transmisión) | <ul style="list-style-type: none"> Acero Forjado | <ul style="list-style-type: none"> Mayor Producción Menores costos Mejor maquinabilidad Operación más silenciosa Reducción de peso |  |
| Engranajes de tiempo de Motor Diesel | <ul style="list-style-type: none"> Acero 1022 Forjado | <ul style="list-style-type: none"> Reducción del 30% en costos |  |
| Cigüeñal | <ul style="list-style-type: none"> Acero Forjado | <ul style="list-style-type: none"> Menor costo Mayor resistencia a la fatiga Mayor Durabilidad Reducción de peso |  |
| Disco de Embrague | <ul style="list-style-type: none"> Acero Aluminio | <ul style="list-style-type: none"> Menor Costo Menor Peso Mejor resistencia al desgaste |  |
| Engranajes de caja de transmisión | <ul style="list-style-type: none"> Acero Forjado | <ul style="list-style-type: none"> Menor costo de producción Operación silenciosa Reducción de peso |  |
| Calibrador del disco de frenado | <ul style="list-style-type: none"> Acero | <ul style="list-style-type: none"> Menor peso |  |

1.3 Hierro nodular austemperizado con carburos (CADI).^{10, 11, 12}

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

La presencia de carburos debe promover un aumento en dureza y resistencia a la abrasión, aunque también debe aparejarse una disminución de la resistencia al impacto y ductilidad.

Desde la década de los 90's se han estado usando varias técnicas para explotar las ventajas de la resistencia al desgaste que exhiben los carburos así como también la tenacidad que brinda la matriz de ausferrita producida durante el proceso de austemperizado.

1.3.1 Formación y estabilidad de carburos.^{13, 14}

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

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

El grado de disolución de los carburos dependerá de sus características (composición química y morfología) y de los parámetros de tratamiento térmico. Se ha demostrado que los carburos 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).

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.

En los últimos años se ha dado un énfasis especial a desarrollar nuevas aplicaciones de los hierros nodulares, esto se ha logrado con el desarrollo de los hierros ADI, del cual ya se tienen una elevada demanda de piezas a nivel industrial. La última etapa de evolución de los hierros nodulares son los hierros CADI, en el que sus propiedades de alta resistencia al desgaste combinadas con la tenacidad de la matriz ausferrítica, los hacen un material muy competitivo contra algunos aceros aleados con tratamiento térmico de temple.¹⁵

Antes de la fabricación del hierro CADI, se debe obtener un hierro nodular con carburos (CNI carbide nodular iron), el cual debe tener fracciones controladas de carburos en la

matriz y además poseer la suficiente estabilidad para no disolverse durante el tratamiento de austemperizado.²³

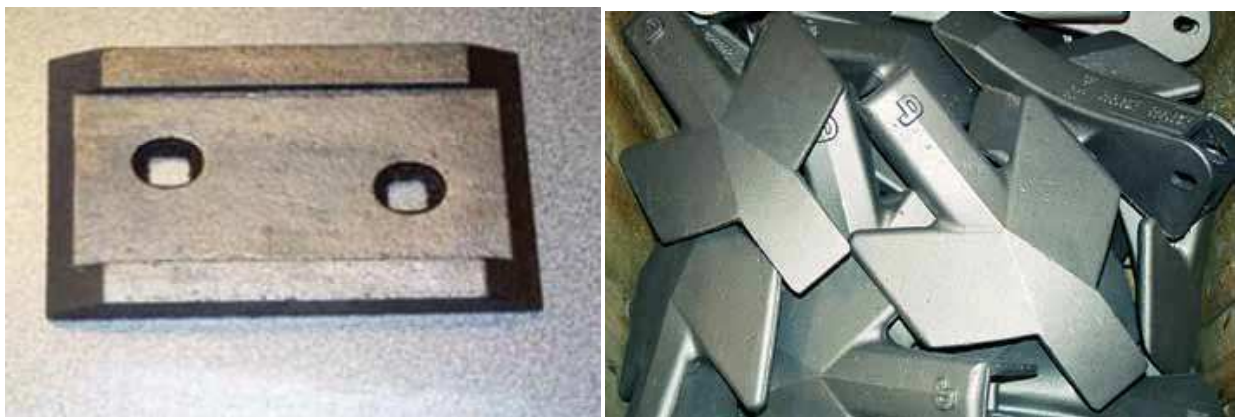
1.3.2 Aplicaciones del Hierro nodular austemperizado con carburos^{16, 17, 18}

Las aplicaciones recientes y potenciales de los Hierros CADI incluyen:

- En la industria agrícola: Dientes, arados, placas de desgaste, recolectores, componentes de maquinaria de cosecha.
- En las industrias de construcción y minería: Se incluyen componentes de excavadoras, dientes escarificadores, cortadores, molino de martillos, cubiertas, rampas, platos, cajas, tubos de transporte, codos, trituradora de rodillos y rodillos.
- Aplicaciones para ferrocarril tales como contactos de la suspensión.
- Aplicaciones en general como: componentes de bombas, placas de desgaste de viviendas, rodillos y patines.



Figura 1.3 Algunas de las actuales aplicaciones de los hierros CADI.



a)

b)

Figura 1.4. a) La primera aplicación comercial CADI (circa 1991) fue este punto arado pequeño para Carroll Agrícola. b) Estas John Deere láser Rip puntos ripper se produjeron en CADI para la resistencia al desgaste y tenacidad en el suelo abrasivo y rocoso³².

Mercado de oportunidad:

- Sustituye aceros al Mn con igual o menor costo
- Sustituye hierros blancos con 18 % Cr a menor costo
- Puede comercializarse como una aleación "high premium de larga vida.

En la industria pesquera se encuentra una posible aplicación de los hierros CADI, reemplazando los rodillos en los cáncamos para redes de pesca.¹⁹



Figura 1.5 Cáncamos para redes de pesca.¹⁹

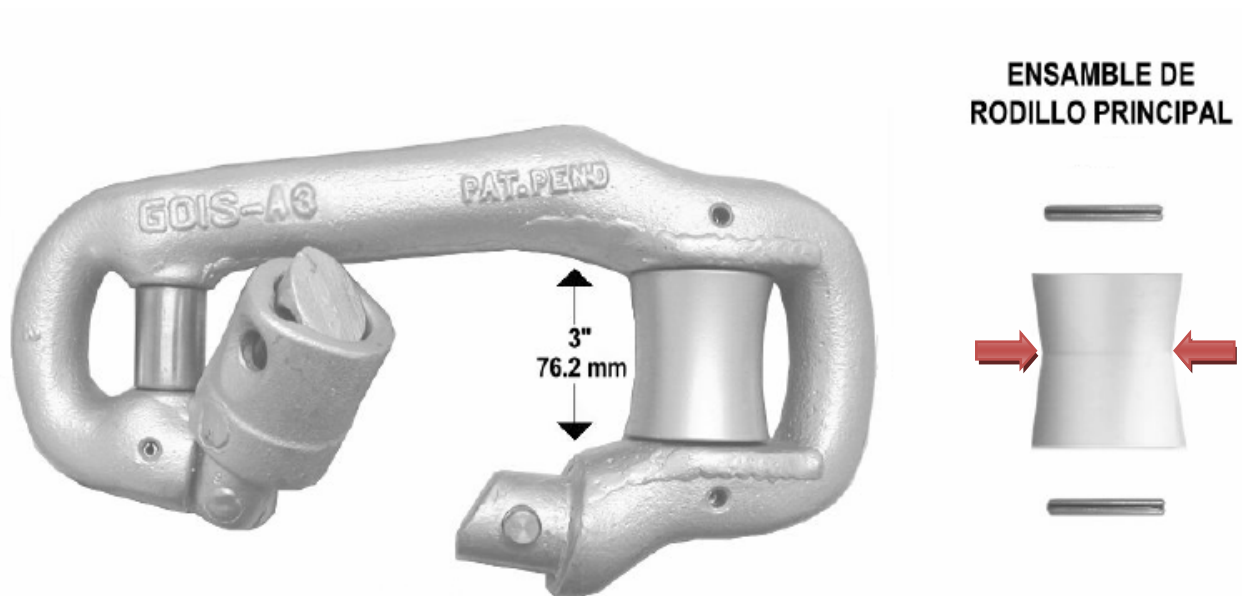


Figura 1.6 Se muestra el rodillo que podría ser reemplazado por uno fabricado con hierro CADI.¹⁹

1.3.3 Ventajas y desventajas del Hierro nodular austemperizado con carburos

1.3.3.1 Ventajas

- 1) Es más resistente al desgaste que el ADI grado 5 y que algunos aceros templados y con tenacidad aceptable.
- 2) El costo de fabricación es menor que el de los hierros blancos con 18 % Cr.

1.3.3.2 Desventajas

- 1) Limitada maquinabilidad (medios abrasivos).
- 2) El uso de aleantes produce segregación.
- 3) Control estricto del tratamiento de austemperizado para no disolver los carburos.
- 4) Costos adicionales y operación si los carburos son provocados por soldadura o durante la fundición.
- 5) El costo puede incrementarse cuando el hierro base ADI se fabrica mediante la adición de aleantes caros como Mo.
- 6) No tiene designación normalizada (ASTM, SAE, AISI, ISO).

Capítulo 2.

Marco teórico

En este capítulo se mencionan las bases teóricas sobre los tratamientos térmicos en los hierros nodulares con carburos, así como las bases teóricas sobre las propiedades y ensayos mecánicos (desgaste, dureza e impacto).

2.1 Tratamiento Isotérmico de Hierros Nodulares

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

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

2.1.1. Ciclo del tratamiento térmico

El objetivo del austemperizado es producir la microestructura consistente de ferrita acicular (α_{ac}) y austenita estable de alto contenido de carbono (γ_S), llamada *ausferrita*. Hay dos etapas en el ciclo de tratamiento térmico de austemperizado: 1) austenización, 2) austemperizado. Estas etapas contribuyen en las propiedades finales del CAD. La Figura 2.1 muestra el diagrama del ciclo de tratamiento térmico de austemperizado.⁷

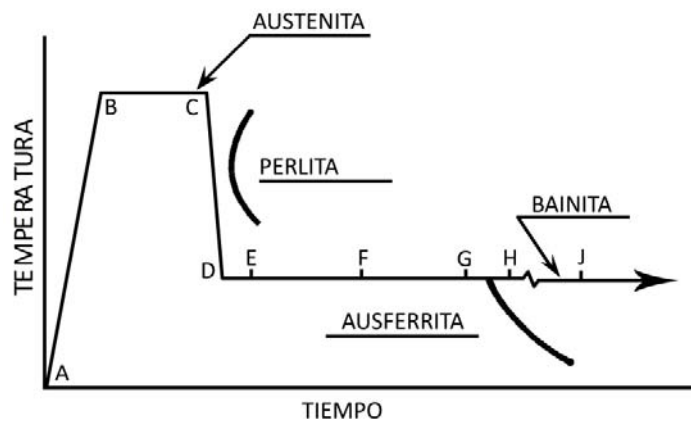


Figura 2.1.- Diagrama del ciclo de tratamiento térmico de austemperizado.⁷

2.1.1.1 Austenización.^{7, 20, 21}

La pieza es calentada hasta la temperatura de austenización en un rango de 840 a 950°C (zona A-B en la Figura 2.1) y es mantenida a esta temperatura hasta que la matriz es transformada completamente a austenita, la cual es saturada con carbono durante esta etapa (zona B-C).

2.1.1.1.1 Temperatura de austenización.^{7, 20, 21}

El objetivo principal de la austenización en un hierro nodular es producir una matriz totalmente austenítica con un contenido de carbono lo más uniforme posible antes de su tratamiento isotérmico. Dependiendo de la matriz del hierro, la temperatura de austenización puede variar dentro de un rango de temperaturas de 850 a 950 °C en un tiempo de permanencia de 15 a 120 minutos. El tiempo de austenización permite disolver el carbono en austenita asegurando una máxima solubilidad.

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

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

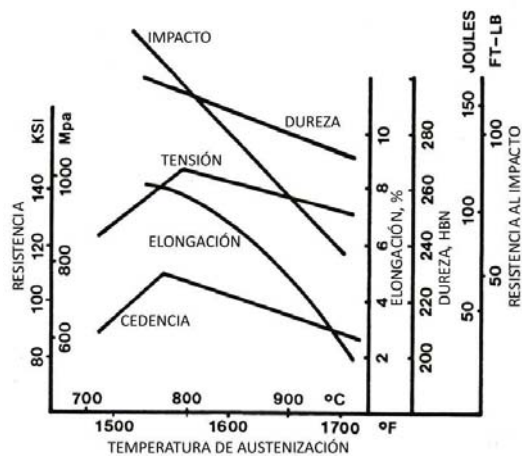
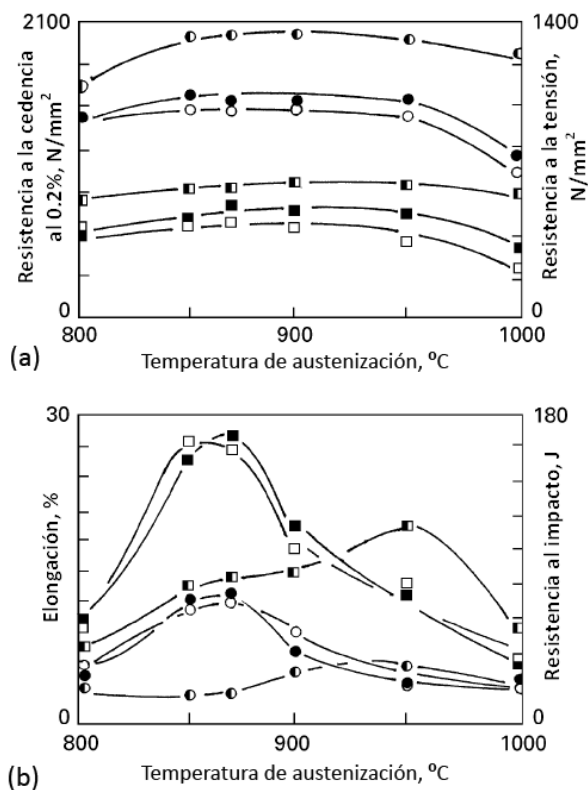














Figura 2.2.- Efecto de la temperatura de austenización sobre las propiedades mecánicas en un ADI Grado 1.

*Baham*²⁵, estudió el efecto que tiene la temperatura de austenización sobre las propiedades mecánicas finales, en este trabajo se reporta que los cambios ocurridos por debajo de los 850°C se deben a la presencia de ferrita dentro de la estructura austenizada y por arriba de los 950°C debido al crecimiento de grano de la austenita e incremento del posible traslape de las reacciones ocurridas en las etapas I y II, lo cual disminuye las propiedades mecánicas



| | | | |
|--|---|---|---|
| Temperatura de austemperizado | 315°C | 370°C | 400°C |
| Resistencia a la cedencia al 0.2% |  |  |  |
| Resistencia a la tensión |  |  |  |
| Temperatura de austemperizado | 315°C | 370°C | 400°C |
| % de elongación |  |  |  |
| Resistencia al impacto |  |  |  |
| Figura 2.3.- Variación de las propiedades mecánicas con la temperatura de austemperizado para diferentes temperaturas de austemperizado: ²⁵ | | | |

2.1.1.1.2 Tiempo de austenización^{7, 20, 21}

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

El tiempo de austenización puede ser benéfico sobre las propiedades mecánicas. Al extender el tiempo de austenización el contenido de carbono en la matriz incrementa, y la microestructura es más probable que se parezca a una ausferrita “superior” cuando es transformada a la misma temperatura, esta puede ser la razón por la cual los valores de elongación e impacto se incrementan, así mismo, extender el tiempo de austenización también tiene un efecto sobre la grafitización de carburos residuales y provoca que el carbono sea mejor distribuido a altos contenidos en toda la matriz, esta puede ser la razón por la cual se incrementan la dureza y la resistencia, tal como se observa en la Figura 2.2. El tiempo de austenización varía con la temperatura de austenización seleccionada, en términos generales a altas temperaturas la movilidad del carbono es mayor y la transformación es más rápida, tomándose tiempos del orden de 30 minutos para altas temperaturas, mientras que a bajas temperaturas pueden ser necesarios hasta 240 min, sin embargo esto también es función de las fracciones de perlita-carburos en la matriz y del tipo de carburos presentes.

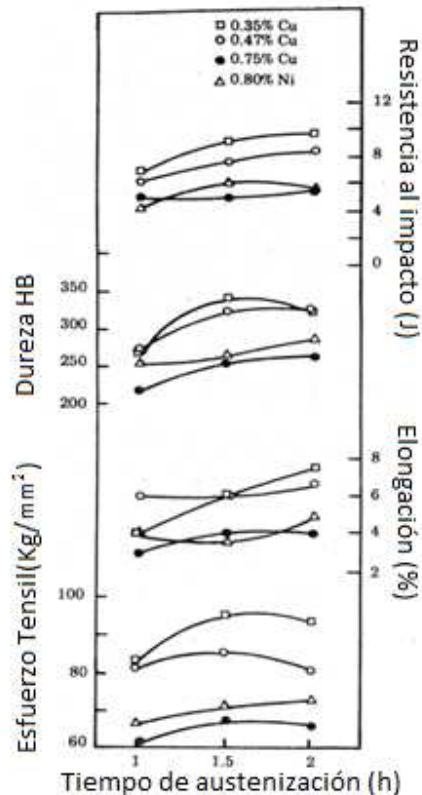
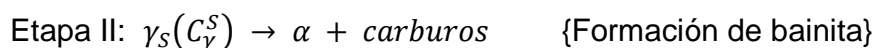
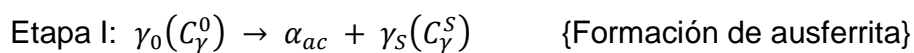


Figura 2.4.- Muestra la influencia del tiempo de austenización sobre las propiedades mecánicas de un hierro dúctil aleado. Temperatura de austenización: 900°C, austemperizado a 350°C por 1 hora.

2.1.1.3. Austemperizado²²

La etapa más importante del ciclo de tratamiento térmico es el austemperizado (zona D-G en la Figura 2.1). En esta etapa la pieza es mantenida en un baño de sales fundidas, que se encuentran a la temperatura de austemperizado entre 260 – 400°C, hasta que la *reacción de austemperizado* es completada.

La reacción de austemperizado en el ADI se presenta en dos etapas:



En la etapa I, la matriz de austenita (γ_0) con un contenido de carbono C_γ^0 , se transforma isotérmicamente a *ausferrita*, la cual es una mezcla de ferrita acicular (α_{ac}) y austenita estable (γ_s) enriquecida con un alto contenido de carbono C_γ^s .

En la etapa II, la austenita estable (γ_s) se descompone a ferrita y carburos (formación de bainita), disminuyendo la fracción de austenita estable enriquecida con carbono.

Durante el periodo entre el punto E y F de la Figura 2.1, 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 metaestable 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 causa problemas de maquinado, cambios dimensionales y pérdida de ductilidad.

Durante la permanencia en la región F-G (Figura 2.1), la existencia de ferrita acicular aún en crecimiento, conduce más carbono dentro de la austenita remanente, incrementando la concentración de carbono en la austenita. Dependiendo de la composición química del hierro, la concentración de carbono en la austenita se incrementa desde 1.8 hasta 2.2%. Con esta concentración de carbono, la austenita se vuelve térmica y mecánicamente estable.

Si la pieza es mantenida a la temperatura de austemperizado por largo tiempo, eventualmente toda la austenita se transforma a ferrita más carburos, es decir transforma a bainita (punto J de la Figura 2.1). En este último punto la etapa II se lleva a cabo, resultando en una disminución de las propiedades mecánicas, principalmente reduciendo la ductilidad.

La “ventana de proceso” define el tiempo de austemperizado en el cual se alcanzan las propiedades mecánicas deseadas, este intervalo de tiempo se encuentra entre las etapas I y II de la reacción de austemperizado. El inicio de la ventana de procesamiento (tiempo t_1) es definido como el tiempo en el cual la cantidad de austenita de bajo contenido de carbono sin reaccionar ha sido reducida a un 3%, es decir, la cantidad de martensita que puede formarse a partir de esta austenita metaestable es del 3%. El final de la ventana de procesamiento (tiempo t_2) se define como el tiempo en el cual el contenido máximo de austenita de alto contenido de carbono ha sido reducido un 10%, es decir, en la microestructura final permanecerá como mínimo un 90% de austenita estable de alto contenido de carbono.²⁴

La magnitud de la ventana de proceso depende de la temperatura de austemperizado, de la temperatura de austenización y de la concentración de elementos aleantes.

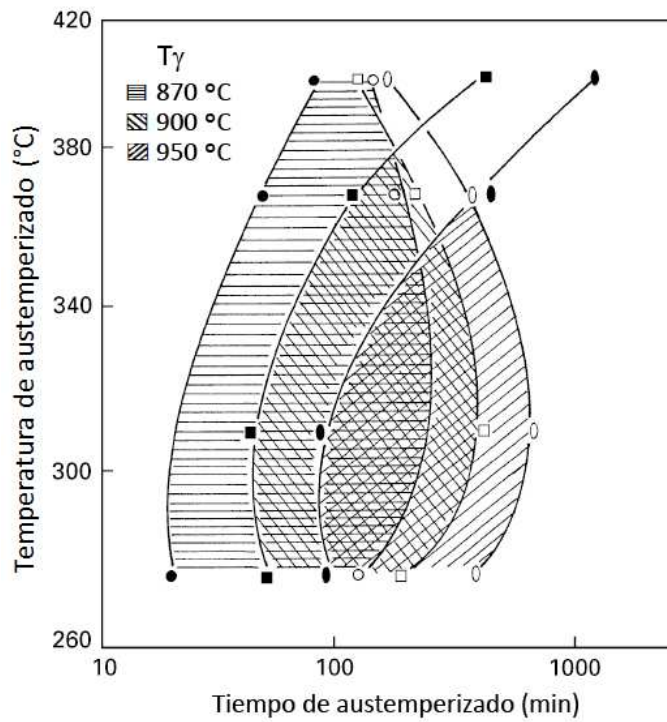


Figura 2.5.- Ventana de procesamiento para temperaturas de austenización de 870, 900 y 950°C.

La temperatura y tiempo de austemperizado tienen un gran efecto en la microestructura y propiedades mecánicas. El efecto de la temperatura de austemperizado sobre las propiedades mecánicas se muestra en la Figura 2.6 y 2.7.⁷

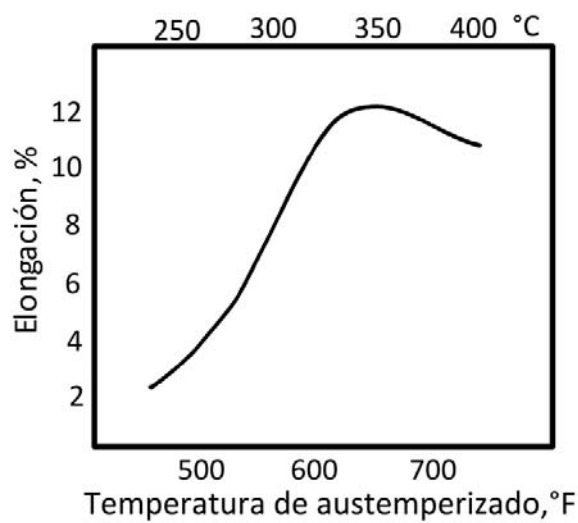


Figura 2.6.- Efecto de la temperatura de austemperizado sobre el porcentaje de elongación.

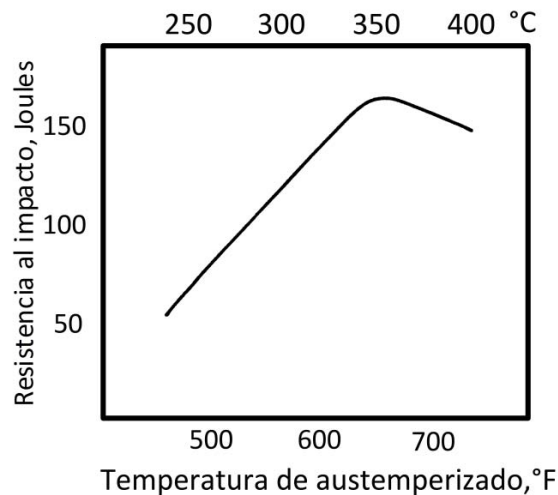


Figura 2.7.- Efecto de la temperatura de austemperizado sobre la resistencia al impacto.

En las figuras 2.6 y 2.7 se puede observar que la ductilidad y resistencia al impacto tienden a aumentar cuanto más alta sea la temperatura de austemperizado, pero solo hasta un límite (350-375°C) ya que después de este rango las propiedades decaen. A alta temperatura de austemperizado la microestructura resultante es gruesa, mientras que a baja temperatura la microestructura se vuelve más fina. El tiempo de austemperizado varía con la temperatura, a alta temperatura de austemperizado la difusión de carbono es mayor y la reacción es completada en mucho menor tiempo que a baja temperatura.

Las propiedades mecánicas pueden ser explicadas en función de la cantidad relativa de ferrita acicular y austenita estable, así como de la morfología de la ferrita acicular. A altas temperaturas de austemperizado se produce una microestructura gruesa consistente de grandes fracciones en volumen de austenita estable y menor ferrita acicular, resultando en baja resistencia y alta ductilidad. El austemperizado a bajas temperaturas produce grandes fracciones en volumen de ferrita acicular y bajas cantidades de austenita estable, resultando en alta resistencia y baja ductilidad.

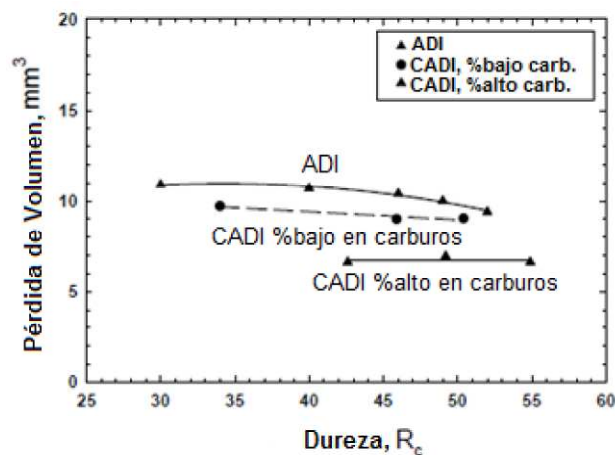


Figura 2.8 Valores de Resistencia al desgaste y Dureza Rockwell C para un hierro ADI, hierro CADI con bajo contenido de carburos y hierro CADI con alto contenido de carburos.

2.2 Caracterización microestructural de hierros nodulares.⁷

El grafito de los hierros colados se clasifica de acuerdo a su forma, estas formas que presenta el grafito son: grafito laminar u hojuela (FG), grafito esferoidal (SG), grafito compacto o vermicular (CG) y grafito maleabilizado (TG), las cuales se observan en la tabla 2.1, de acuerdo a la norma ASTM A247 – 67

Tabla 2.1 La clasificación de la morfología del grafito.

| ASTM A 247 -67 | ISO/R 945-1969 (Equiv.) | DESCRIPCIÓN |
|----------------|-------------------------|--|
| I | VI | Grafito esferoidal |
| II | VI | Grafito esferoidal imperfectamente formado |
| III | IV | Grafito Maleabilizado |
| IV | III | Grafito compacto |
| V | II | Grafito en forma de cangrejo |
| VI | V | Nódulos en forma irregular abierta |
| VII | I | Grafito en forma de hojuela |

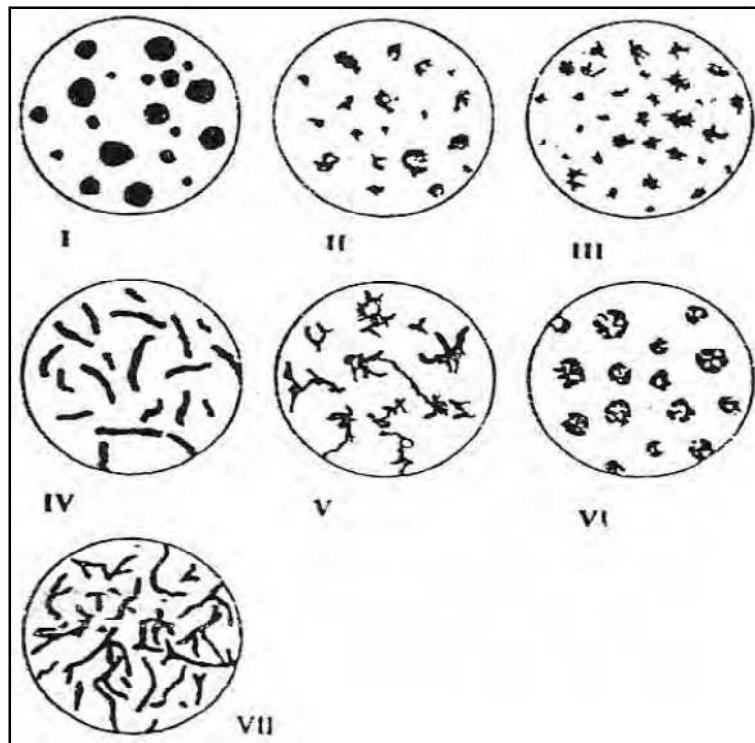


Figura 2.9 Formas del grafito para clasificar a los hierros colados (el análisis debe ser a 100x).

En la actualidad se cuentan con patrones para evaluar las principales características de los nódulos de grafito como son:

a) % de nodularidad.

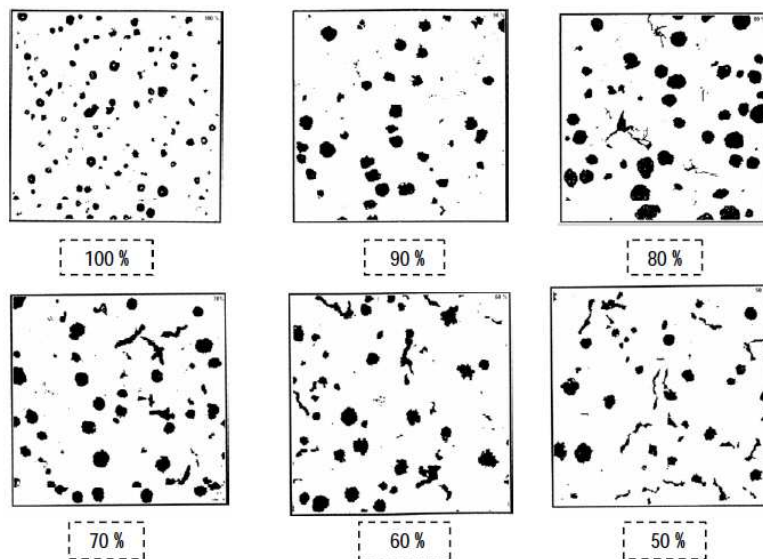
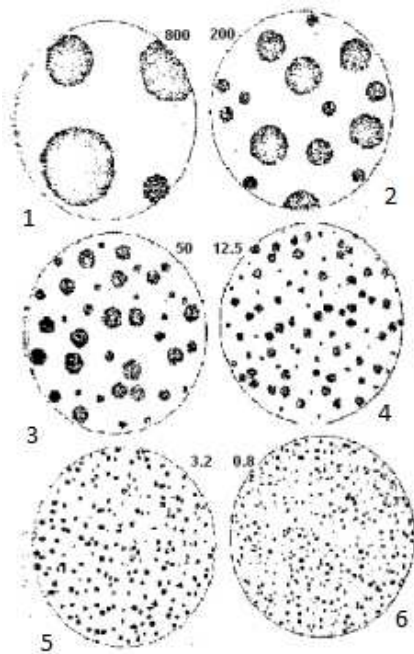


Figura 2.10 Patrón para evaluar el % de Nodularidad.

b) Tamaño de nódulo.



| Tamaño | Dimensión máxima (mm ²) 100x |
|--------|--|
| 1 | 128 |
| 2 | 64 |
| 3 | 32 |
| 4 | 16 |
| 5 | 8 |
| 6 | 4 |
| 7 | 2 |
| 8 | 1 |

** La Dimensión máxima se refiere al diámetro de los nódulos

Figura 2.11 Patrón para evaluar el tamaño de nódulo.

c) Densidad de nodularidad.

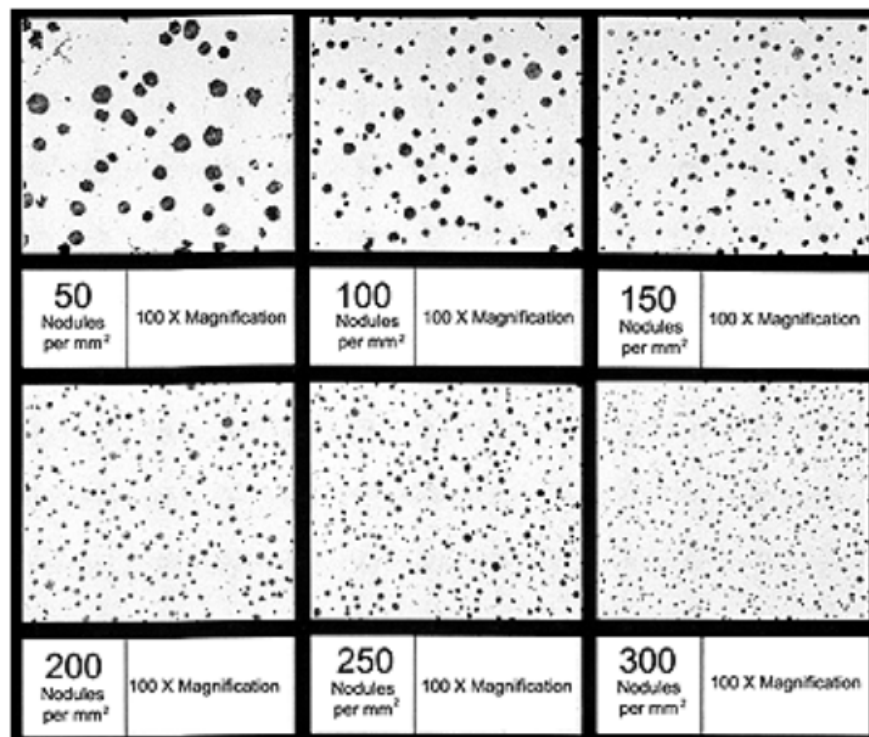


Figura 2.12 Patrón para evaluar la densidad de nódulos.

2.3 Pruebas mecánicas

El comportamiento mecánico de los materiales se caracteriza mediante ensayos sobre muestras o probetas. Pueden ser: ensayos destructivos (en los cuales la probeta se rompe) o no destructivos (donde la probeta puede ser ensayada varias veces); estáticos o dinámicos e instantáneos o a largo plazo. Los resultados de los ensayos mecánicos nos permiten conocer las resistencias, rigidez, dureza y el comportamiento dinámico de los materiales. Para fines del presente trabajo solo se definirán tres ensayos mecánicos, resistencia al impacto, dureza y resistencia al desgaste.

2.3.1 Ensayo de impacto Charpy de muestras pequeñas (ASTM E23)²⁶

Es una prueba mecánica realizada sobre una probeta normalizada de un material determinado que consiste en someterla a una fuerza de impacto para determinar la energía que absorbe al romperse o deformarse. Las probetas con entalle normalizadas se colocan manualmente o con dispositivos de colocación, rompiéndose a continuación con energías de hasta 750 J. El nombre de este ensayo se debe a su creador, el francés Augustin Georges Albert Charpy (1865-1945).

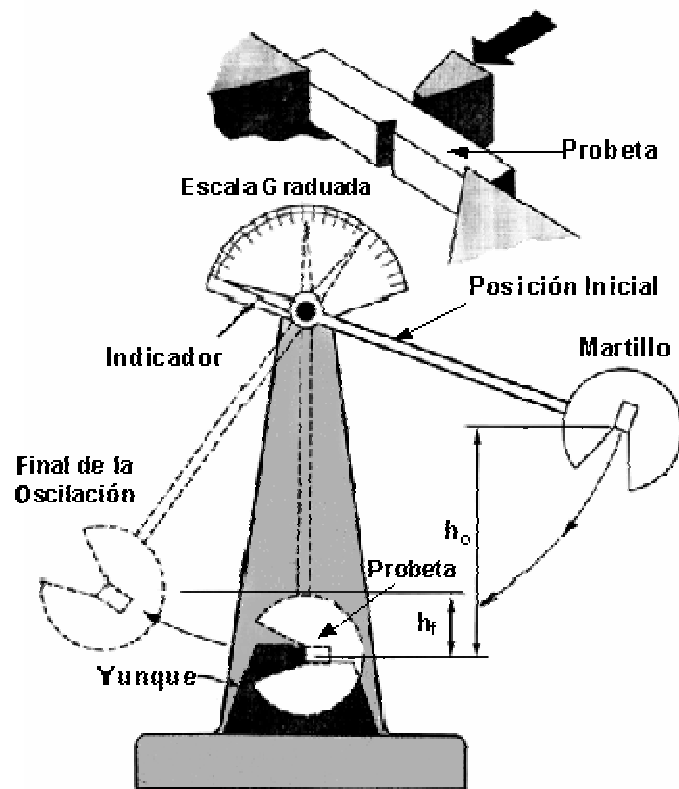


Figura 2.13. Muestra el mecanismo y los componentes del péndulo Charpy³³.

2.3.1.1 Impacto

Es una carga puntual que soporta un material en un lapso corto. Golpe que transfiere cierta cantidad de energía para deformar o romper un material.

2.3.1.2 Resiliencia

Es la energía por unidad de área que absorbe un material para ser deformado, conocida como coeficiente de impacto.

2.3.1.3 Fragilidad

Es el comportamiento de los materiales quebradizos. Propiedad de los materiales de fallar ante cargas actuantes sin sufrir mayores deformaciones.

2.3.2 Ensayos de dureza superficial²⁷

Se utilizan para conocer la resistencia superficial de los materiales frente a la penetración de un elemento agudo. En estos ensayos se aplica una carga conocida con el elemento

agudizado (punta) sobre la superficie de una probeta y posteriormente se mide la huella dejada en la probeta.

2.3.2.1 Tipos de dureza

Existen diferentes tipos de dureza:

- 1) Dureza al rayado
 - Método de comparación
 - Método de durómetro de Martens
- 2) Dureza a la penetración
 - Macro dureza (Brinell, Rockwell, Shore)
 - Micro dureza (Vickers, Knoop)
- 3) Dureza al corte
- 4) Dureza elastica

Para fines de este trabajo solo se profundizara en las ensayos de dureza a la penetración.

2.3.2.2 Dureza a la penetración

Es la oposición que presenta un material a que la presión ejercida en su superficie por un elemento agudizante deje huella.

2.3.2.2.1 Dureza Rockwell (ASTM E18)

Se calcula la dureza en base a la profundidad de penetración y la carga total no se aplica en forma continua. Hay una carga inicial y otra adicional (varía según las condiciones de ensayo). El valor se obtiene de manera directa del indicador.

2.3.2.2.2 Dureza Brinell (ASTM E10)

Consiste en aplicar una carga sobre la superficie del material a ensayar por medio de una esfera de acero templado o WC muy duro durante un cierto tiempo (t) produciendo una impresión con forma a **casquete esférico**. La dureza resulta de dividir la carga aplicada por la superficie del casquete.

$$HB = \frac{P}{S} \quad HB = \frac{2 P}{\pi \cdot D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} [Kgf / mm^2]$$

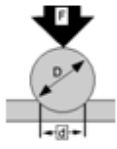
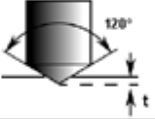
| METODOLOGIA | CARGA | CALCULO | APLICACIÓN | FORMA DEL PENETRADOR |
|----------------------|---------------|---|---|---|
| Dureza Brinell HB | P 750Kgf | $HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$ | Materiales inferiores a 500, no templados |  |
| Dureza rockwell C | 150 Kgf | Cargas se aplican en dos tiempos. Carga primaria y secundaria | Materiales duros |  |

Figura 2.14. Presenta dos tipos de dureza y los penetradores bajo norma para cada ensayo, así como la precarga recomendada³⁴.

2.3.3 Ensayos desgaste (ASTM G83-96)²⁸

El desgaste de un material es la pérdida de masa superficial del mismo. El desgaste puede ser de origen mecánico, debido al raspado de la superficie por sustancias abrasivas (desgaste abrasivo) o a tensiones intermitentes o microtraumatismos (desgaste por fatiga) y de origen químico por disolución o corrosión (desgaste erosivo). En la resistencia al desgaste influye la dureza del material y también su estructura.

Hay cuatro formas de desgaste principales (Rabinowicz, 1995): abrasivo, adhesivo, corrosivo y fatiga superficial.

El desgaste por **abrasión**, que es el más común en la industria, se define como la acción de corte de un material duro y agudo a través de la superficie de un material más suave. Tiende a formar ralladuras profundas cuando las partículas duras penetran en la superficie, ocasionando deformación plástica y/o corte de virutas.

El desgaste **adhesivo**, también llamado desgaste por fricción ó deslizante, es una forma de deterioro que se presenta entre dos superficies en contacto deslizante. Este desgaste es el segundo más común en la industria y ocurre cuando dos superficies sólidas se deslizan una sobre la otra bajo presión. El aspecto de la superficie desgastada será de ralladuras irregulares y superficiales.

El desgaste **corrosivo** ocurre en una combinación de desgaste (abrasiva o adhesiva) y de un ambiente corrosivo. El índice de la pérdida material puede ser muy alto debido a que

los productos sueltos o flojos de la corrosión se desprenden fácilmente por el desgaste y se revela continuamente el metal libre de corrosión, que alternadamente puede volverse a corroer rápidamente. El desgaste por **fatiga superficial** se observa durante el deslizamiento repetido o rodamiento sobre una pista. Las partículas suspendidas entre dos superficies sometidas a una carga cíclica pueden causar fracturas superficiales que, eventualmente debido a la carga repetida conllevan a la destrucción de la superficie.

Para conocer los parámetros tribológicos se realizan pruebas en equipos que permiten reproducir determinadas situaciones de desgaste bajo cargas, lubricaciones, humedades y temperaturas distintas. Mediante dispositivos como el de pin o espiga sobre disco, bola en disco, etc., donde una punta o una bola ejerce una carga fija sobre una probeta circular giratoria, es posible monitorear la fuerza de fricción en tiempo real y evaluar el desgaste producido al cabo de un cierto número de ciclos. Este tipo de ensayo se ajusta para cada tipo de superficie y de tratamiento si se quiere que la información obtenida tenga relación con el comportamiento real de las superficies tratadas. A continuación se presenta una curva típica que describe el comportamiento de los materiales sometidos a procesos de desgaste bajo cargas del tipo pin on disk.

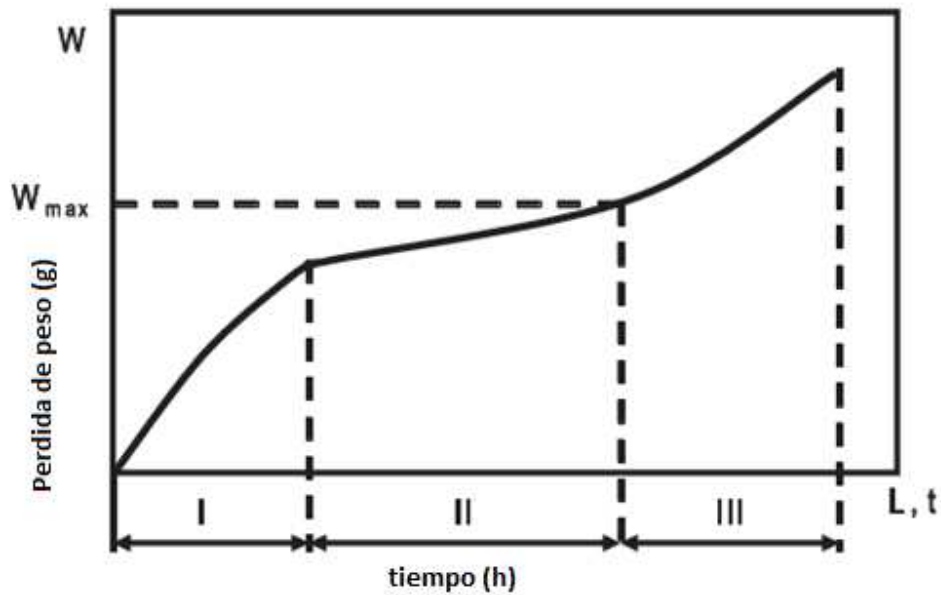


Figura 2.15 Curva típica de desgaste Vs tiempo. ³¹

Etapa I. Mejor conocida como etapa de asentamiento; no hay equilibrio en el proceso, representa solo una pequeña porción del tiempo total de operación y se caracteriza por seguir una función exponencial.

Etapa II. Es la etapa más larga y estable del proceso y se caracteriza por su régimen de desgaste lineal.

Etapa III. Es la etapa de desgaste catastrófico; el régimen de desgaste es de incremento constante y se asume el volumen del material removido de la superficie como partículas de desgaste.

Capítulo 3.

Desarrollo experimental

En este capítulo se describe cada una de las actividades que se desarrollaron durante la realización de esta tesis. Se describe de forma detallada la caracterización metalográfica de una pieza prototipo fabricada con hierro nodular con carburos antes y después del tratamiento térmico de austemperizado y los ensayos mecánicos realizados a dicha pieza. Así mismo se describe la caracterización metalográfica y ensayos mecánicos realizados una pieza de aplicación marina fabricada con acero aleado con tratamiento térmico de temple-revenido.

3.1 Caracterización microestructural y propiedades mecánicas de la pieza original de acero

Se estudió microestructuralmente la pieza original fabricada con acero aleado y se determino el tipo de acero y su clasificación, posteriormente se estudio mecanicamente a fin de obtener resultados que permitan comparar las propiedades del acero contra las del hierro CADI.

3.1.1 Caracterización Metalográfica.

Para la caracterización de la pieza fabricada con acero aleado se llevan a cabo los siguientes pasos:

1. Preparación metalográfica.

Debido a las dimensiones de la pieza se decidió trabajar directamente sobre esta por lo que se inicio el proceso de preparación con el desbaste grueso.

El desbaste se llevo a cabo con una serie de papeles abrasivos al agua de grano grueso que van desde el número 180 al 1000. El agua tiene el objetivo de refrigerar y barrer de la superficie las partículas de material tanto de muestra como de abrasivo. Para pasar de un papel a otro se debe tener una superficie plana, uniforme y las rayas deben estar en la

misma dirección. Una vez logrado esto, se gira la muestra 90° y se procede de la misma forma.

Una vez obtenida una superficie plana y con un mínimo de raya gruesa, se llevo a cabo el proceso de pulido en paño fino y a mano (apoyándose de un paño rígido) para quitar raya de la lija 1000 utilizando como abrasivo alúmina (Al_2O_3) de 1 micra.

2. Ataque químico.

Una vez obtenida una superficie a espejo se procedió a atacar la muestra con el reactivo químico Nital 2 (2% HNO_3 y 98% de Alcohol Etílico). El ataque se inicio sumergiendo la muestra en el reactivo por 5 segundos, posteriormente se lavo la superficie atacada primero con agua a chorro y después con alcohol para evitar que la muestra se continúe atacando y provoque sobre ataque (sobre oxidación), posteriormente se seco la muestra.

3. Fotomicrografía.

Se tomaron fotos en diferentes zonas con ataque de nital 2 observadas a 100 y 500X utilizando el software Image Pro Plus con la finalidad de identificar las diferentes fases en la muestra.

3.1.2 Propiedades Mecánicas

El estudio mecánico de la pieza de acero aleado se baso en la determinación de la resistencia al desgaste y la dureza rockwell C.

3.1.2.1 Dureza (RockWell C) ASTM E18

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

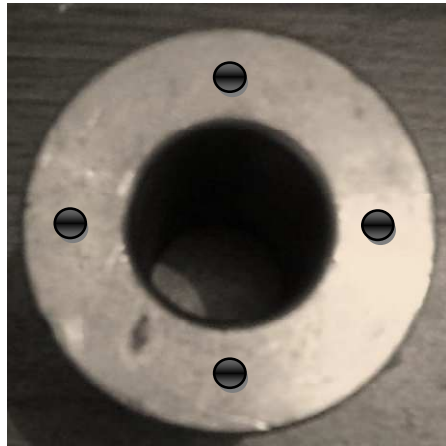


Figura 3.1 Representación de las zonas en donde se evalúan las durezas Rockwell C sobre la superficie del corte transversal.

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



Figura 3.2 Durómetro Macromet 3 (Hardness Tester) BUEHLER.

3.1.2.2 Resistencia al desgaste ASTM G83-96

Para realizar el ensayo de desgaste se obtuvo una muestra de la pieza original fabricada en acero aleado con tratamiento térmico de temple-revenido, una vez obtenida la muestra, esta se maquinó para obtener una probeta tipo pin con dimensiones de 0.61cm de diámetro y 2.5cm de largo.

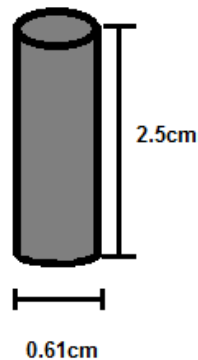


Figura 3.3 Se muestra las dimensiones del pin utilizado para realizar el ensayo de desgaste.

Una vez obtenido el pin con las dimensiones adecuadas se prosiguió a tomar el peso inicial de este, teniendo cuidado de limpiarlo antes con acetona o alcohol y de realizar la medición usando guantes. Posteriormente se llevo a cabo el ensayo de desgaste utilizando un equipo que es una variación del Pin On Disk con una carga de 3.71MPa, 500-515 RPM durante 8 horas (la medición de la velocidad del rodillo se tomo con ayuda de un tacómetro digital); realizando mediciones cada 15 minutos de peso del pin para determinar la pérdida de masa..



Figura 3.4 Equipo de desgaste, una variación del equipo Pin on disk.

3.2 Caracterización microestructural de la pieza prototipo de hierro nodular con carburos (HNC) en condiciones de colada.

La pieza prototipo en condiciones de colada se caracterizo para determinar:

(a) % de nodularidad

Se llevo a cabo un desbaste de la pieza con papel abrasivo de grano grueso (No. 100) pára retirar rebaba y obtener una superficie totalmente plana. Posterior a eso se utiliza uno No. 240, 320, 400, 600, 1000 y 2000 girando 90° la pieza entre una lija y otra. El papel lija No. 1000 fue utilizado para afinar la raya del desbaste y obtener una superficie casi a espejo. Posteriormente se pulieron en paño fino a mano (apoyándose de un paño rígido), utilizando como abrasivo alúmina (Al_2O_3) de 1 micra finalidad de quitar los últimos rastros de líneas que queden hasta llegar a espejo. Posteriormente se observaron en microscopio óptico sin ataque a 100X, y se tomaron fotografías en diferentes zonas utilizando el software Image Pro Plus. Utilizando el patrón American Foundrymen's Society (AFS), se llevó a cabo la caracterización del grafito (% de nodularidad).

(b) Tipo de matriz

Una vez tomadas las fotos sin ataque se procedió a atacar cada una de las muestra con Nital 2 (2% HNO_3 y 98% de Alcohol Etilico) para identificar las fases de la matriz. El ataque se llevó a cabo sumergiendo por 5 segundos la muestra en el reactivo y secando. Se tomaron fotos en diferentes zonas con ataque de nital 2 observadas a 100 y 500X utilizando el software Image Pro Plus con la finalidad de identificar las diferentes fases en la muestra.

(c) Cuantificación de carburos.

La pieza se volvió a pulir y a atacar pero ahora con una solución de $HNO_{3conc.}$ 10mL, $HF_{conc.}$ 4mL y $H_2O_{dest.}$ 86mL. La pieza se sumergió y agito aproximadamente durante un minuto a temperatura ambiente esto con la finalidad de sobre atacar las muestra y obtener un buen contraste y revelar solo los carburos. Se tomaron tres imágenes observadas a 100x en cada una de las zonas indicadas en la figura 3.5 y se realizó un conteo inicial con el analizador de imágenes Image Pro Plus.

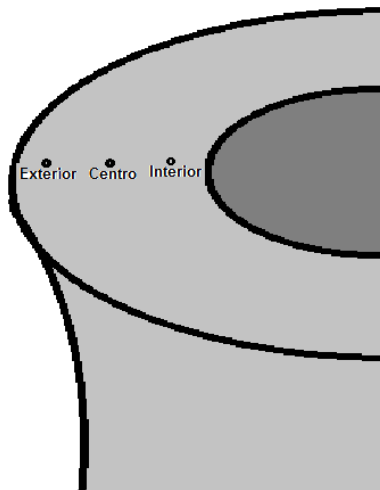


Figura 3.5. Imagen que muestra las zonas donde se realizaron las metalografías antes y después del tratamiento térmico para tener de manera más representativa la disolución de los carburos.

3.3 Fabricación de la pieza prototipo de hierro CADI (tratamiento térmico)

Las condiciones del tratamiento térmico de la pieza prototipo se determinaron en base a los trabajos de Leyva²⁹, ya que en su trabajo *“Efecto de la temperatura y el tiempo de tratamiento isotérmico sobre la transformación ausferrítica de hierros CADI (hierro D120/90/02)”*, determinó la ventana del proceso de tratamiento térmico para un hierro CADI de composición química similar a la del hierro de estudio en esta tesis. Los resultados de Leyva permiten predecir las temperaturas y tiempos de austenizado y de austemperizado a las cuales se obtiene en su totalidad matriz ausferrítica en la microestructura del hierro. El trabajo de Arano³⁰ también sirvió de base para realizar el tratamiento térmico en el presente trabajo ya que ella trabajó con un hierro CADI de la misma composición química del hierro en estudio; en su trabajo Arano³⁰ realizó el tratamiento de austemperizado a dos diferentes condiciones, 375 y 400°C durante 60 minutos.

En el presente trabajo se realizó el tratamiento de austemperizado a 375°C ya que las propiedades que presentó el hierro fueron las más elevadas. En la tabla 3.2 se presentan las condiciones del tratamiento térmico.

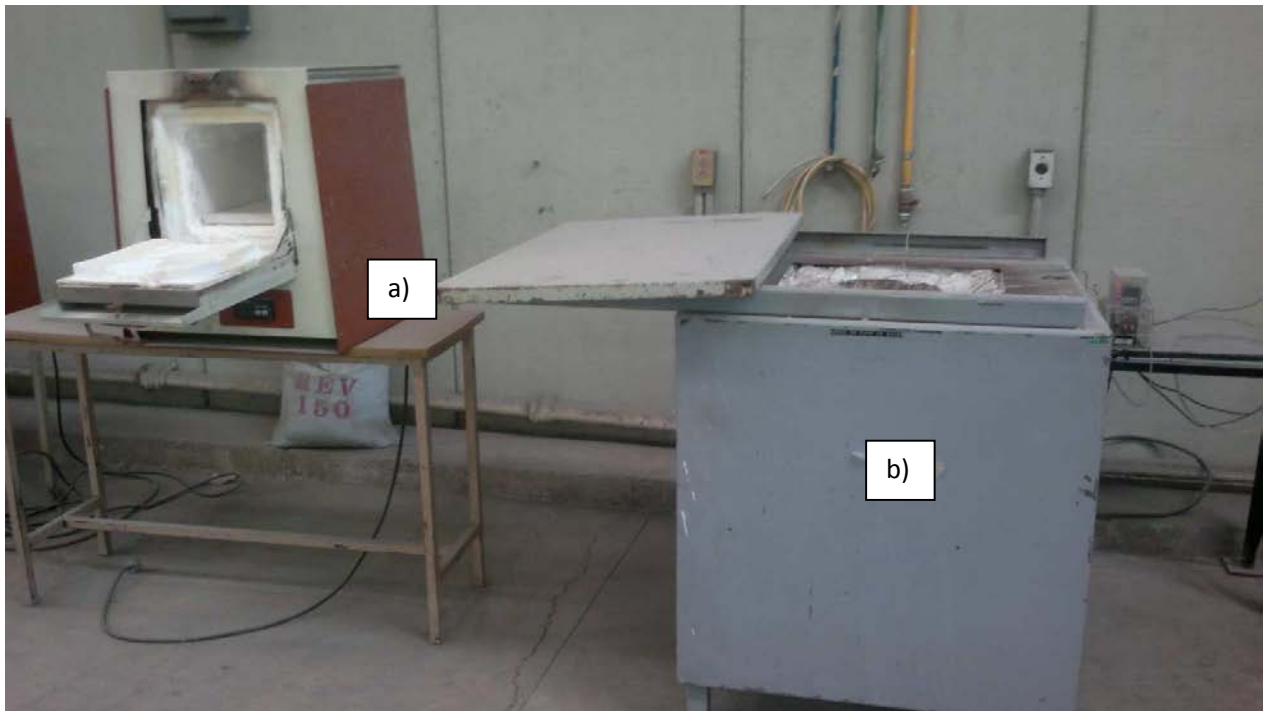


Figura 3.6 Equipo utilizado para llevar a cabo el tratamiento térmico de austemperizado. a) Mufla de austenización, b) Horno de resistencia eléctrica para tratamiento isotérmico.



Figura 3.7 Crisol y baño de sales (Nitrito y Nitrato de sodio) del horno eléctrico de resistencia.

Tabla 3.1. Condiciones del tratamiento térmico de la pieza prototipo.

| | Pieza prototipo |
|-------------------------------|------------------------|
| Temperatura de austenización | 950 °C |
| Tiempo de austenización | 60 min |
| Temperatura de austemperizado | 375°C |
| Tiempo de austemperizado | 75 min |

Una vez realizado el tratamiento a la pieza prototipo, se realiza la caracterización metalográfica para caracterizar nódulos, tipo de matriz y conteo de carburos siguiendo los pasos presentados en las sección 3.2.1 (a), (b) y (c) de este mismo capítulo.

3.4 Propiedades mecánicas de la pieza prototipo CAD1

El estudio mecánico de la pieza de acero aleado se basó en la determinación de la resistencia al desgaste, resistencia al impacto y dureza brinell.

3.4.1 Dureza (Brinell). ASTM E10

Para el ensayo de dureza brinell se aplicó una carga de 750 Kgf con un penetrador de carburo de tungsteno de 5 mm de diámetro, utilizando el durómetro Mitutoyo.

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



Figura 3.8 Durómetro Brinell.

3.4.2 Resistencia al desgaste ASTM G83-96

La resistencia al desgaste de la pieza prototipo siguió el mismo procedimiento de la sección 3.1.2.2 de este mismo capítulo.

3.4.3 Resistencia al impacto ASTM E23

Se sabe que los hierros CADI poseen una alta dureza, así como una elevada resistencia al desgaste, pero aparejado a estas propiedades también se promueve en el material una disminución en su tenacidad por lo cual se hace necesario realizar un ensayo de impacto a la pieza prototipo para determinar su resistencia al impacto.

Para llevar a cabo la prueba se maquinó una muestra de la pieza prototipo a fin de obtener una probeta charpy sin muesca con dimensiones: 10x10x55mm, dimensiones establecidas por la norma ASTM E 23 para el ensayo de impacto, el esquema de las probetas se muestra en la Figura 3.7.

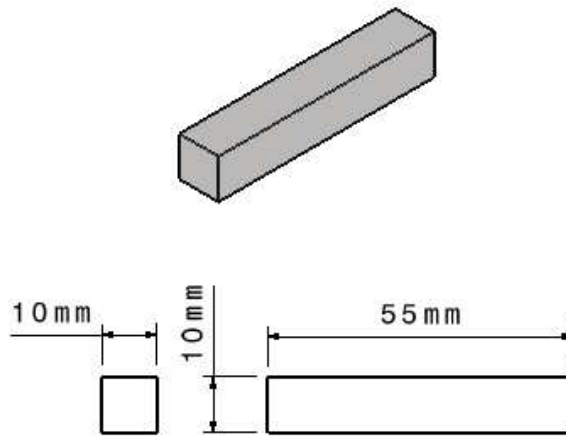


Figura 3.9.- Probetas Charpy sin muesca utilizadas en el tratamiento de austemperizado.

Durante el ensayo charpy se trabajo a temperatura ambiente y asegurándose previamente de calibrar el equipo para evitar variaciones en la medición.



Figura 3.10 Péndulo charpy.

Capítulo 4.

Resultados y discusión

En el presente capítulo se presentan y discuten los resultados obtenidos de la experimentación explicada en el capítulo 3. Éstos se basan en la caracterización microestructural de la pieza prototipo antes y después del tratamiento de austemperizado, así como también en la fracción de carburos disueltos en la pieza prototipo después del tratamiento isotérmico; en la caracterización microestructural de la pieza original fabricada de acero aleado y de las propiedades mecánicas que presentan la pieza prototipo y la pieza original de acero aleado.

4.1 Evaluación microestructural y propiedades mecánicas de la pieza original (rodillo de cáncamo para red de pesca).

La pieza original de acero aleado fue evaluada desde el punto de vista de: composición química, calidad microestructural y propiedades mecánicas.

4.1.1 Composición química

La composición química del acero aleado se muestra en la tabla 4.1.

Tabla 4.1 Composición química del acero aleado.

| %C | %Si | %Mn | %P | %Cr | %Mo | %Ni | %V | %Fe |
|-------|--------|-------|--------|-------|-------|--------|--------|---------|
| 0.925 | 0.3783 | 0.596 | 0.0045 | 4.746 | 0.837 | 0.1892 | 0.1789 | 92.0547 |

La tabla 4.1 muestra la composición química del acero aleado, este presenta alto contenido de Cr y Mo (elementos formadores de carburos).

4.1.2 Calidad microestructural

Las figuras 4.1 a 4.3 presentan la microestructura del acero aleado observadas a 200, 500 y 1000X aumentos.

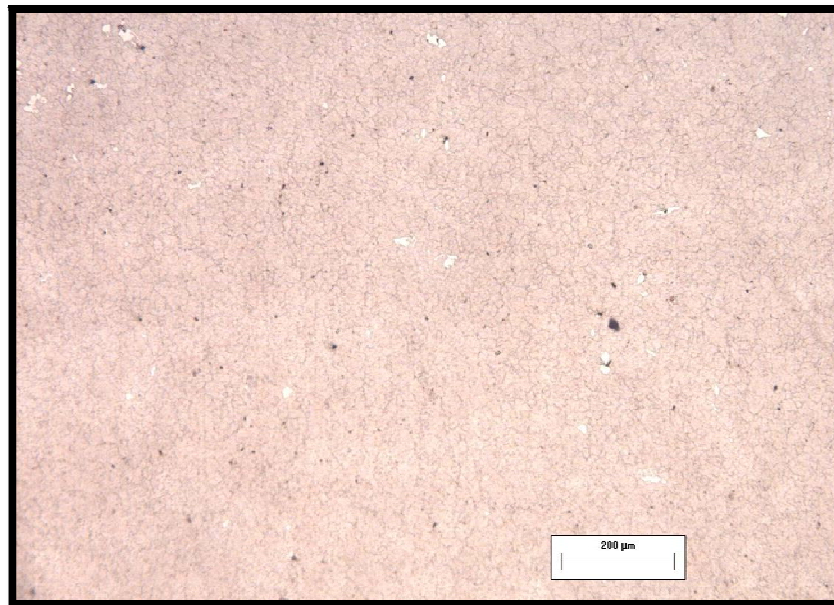


Figura 4.1 Microestructura del acero aleado con tratamiento térmico temple-revenido. Atacada con Nital 2 observada a 200X.

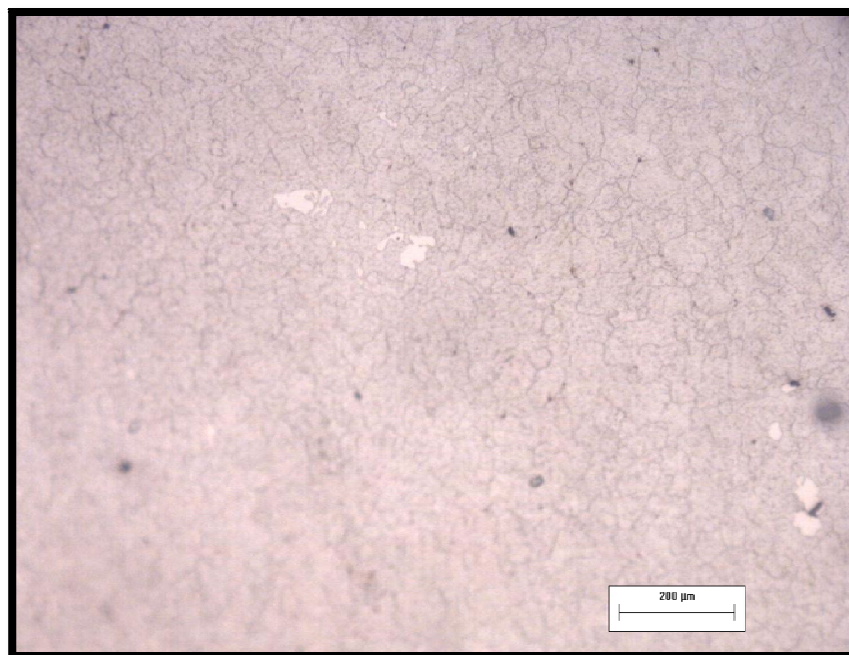


Figura 4.2 Microestructura del acero aleado con tratamiento térmico temple-revenido. Atacada con Nital 2 observada a 500X.

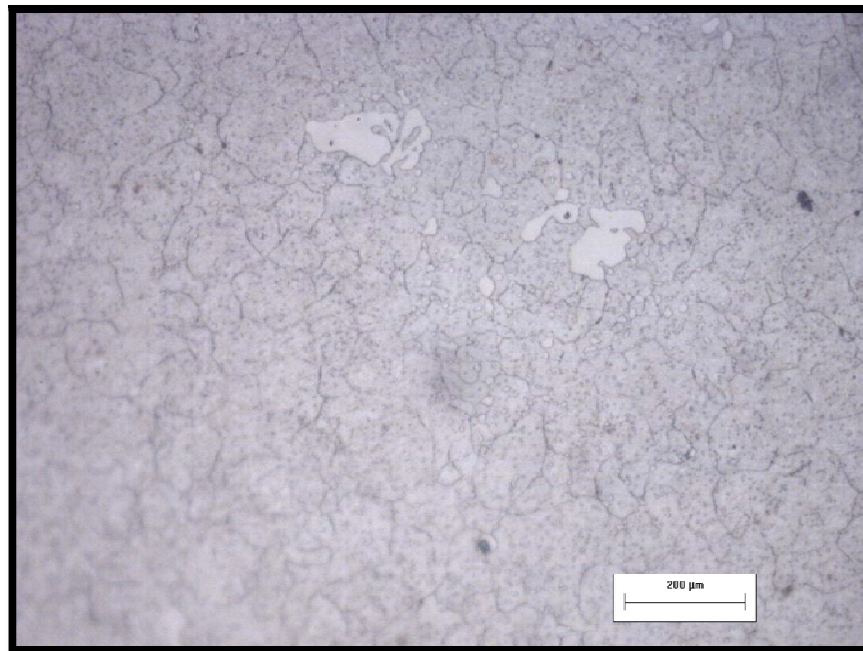


Figura 4.3 Microestructura del acero aleado con tratamiento térmico temple-revenido. Atacada con Nital 2 observada a 1000X

Comparando la composición química del acero en estudio con las tablas de clasificación de los aceros según la norma AISI, podemos aseverar que se trata de un acero A2, que es un acero de media aleación grado herramienta y con tratamiento térmico de temple al aire. En la tabla 4.2 se presenta la composición química promedio de un acero A2; la composición química del acero en estudio entra en el rango de composición química del acero A2.

Tabla 4.2 Composición química promedio de un acero A2 para trabajo en frío.

| COMPOSICIÓN QUÍMICA - % PROMEDIO | | | | | |
|----------------------------------|------|------|------|------|------|
| C | Mn | Si | Cr | Mo | V |
| 1.00 | 0.85 | 0.30 | 5.25 | 1.10 | 0.25 |

| NORMAS: | | |
|------------|--------|--------|
| SAE / AISI | DIN | JIS |
| A2 | 1.2363 | SKD 12 |

Ahora comparando la microestructura podemos decir que se encuentran presentes pequeños carburos globulares y algunos carburos masivos probablemente de cromo.

4.1.3 Propiedades mecánicas

El estudio de las propiedades mecánicas del acero comprendió dureza y resistencia al desgaste.

4.1.3.1 Dureza

Los resultados de dureza del acero aleado se presentan en la tabla 4.3.

Tabla 4.3 Dureza promedio del acero aleado.

| Zona | Dureza Rockwell C |
|------|-------------------|
| 1 | 56.2 |
| 2 | 54.8 |
| 3 | 55.4 |
| 4 | 56.4 |

Dureza Promedio = 55.7

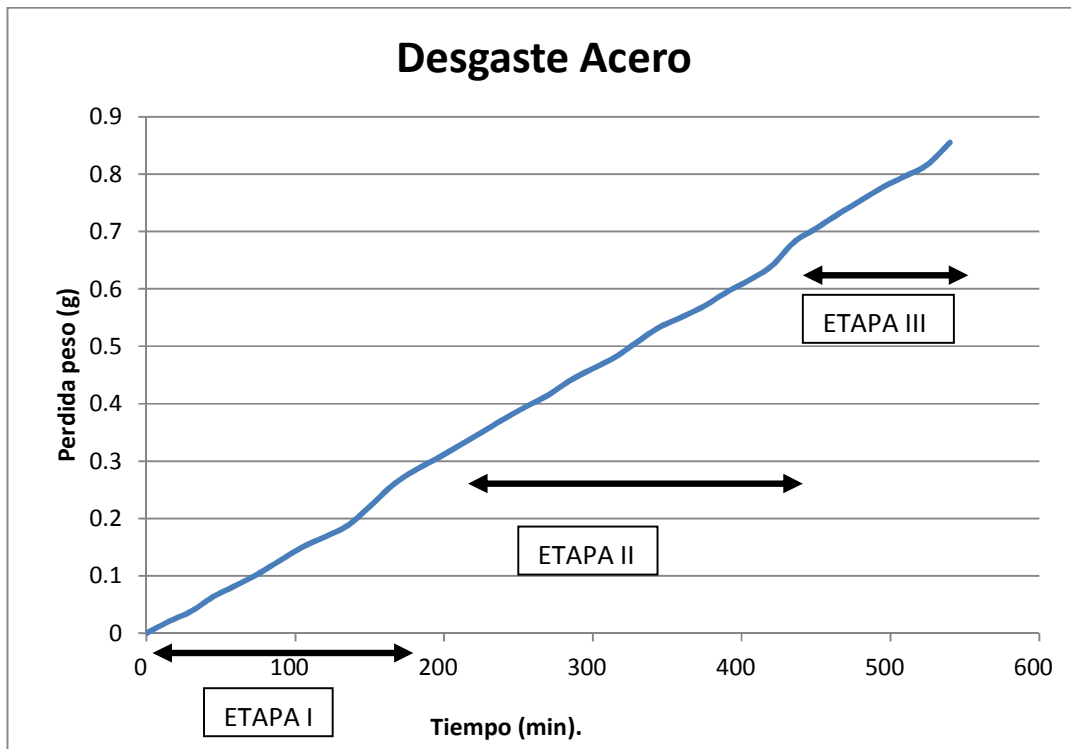
Al tratarse de un acero aleado alto al cromo y con tratamiento térmico de temple-revenido la dureza del material se ve beneficiada ya que al existir demasiados límites de grano y carburos de cromo y molibdeno en la microestructura del material, estos presentan gran resistencia a la penetración. Haciendo una comparación de los resultados experimentales con las propiedades de los aceros A2 podemos dar cuenta que la dureza es muy parecida. En la tabla 4.4 se presentan los valores típicos de durezas de los aceros A2 a diferentes condiciones de tratamiento de revenido.

Tabla 4.4. Valores típicos de dureza para los aceros A2.

| Temperatura de Temple | | Temperatura de Revenido | | Dureza | Cambio Longitudinal en Medida % |
|-----------------------|------|-------------------------|-----|--------|---------------------------------|
| °C | °F | °C | °F | HRC | |
| 970 | 1775 | 205 | 400 | 61 | +0.07 |
| 970 | 1775 | 260 | 500 | 59 | +0.10 |
| 970 | 1775 | 315 | 600 | 58 | +0.09 |

4.1.3.2 Resistencia al desgaste

La resistencia al desgaste del acero aleado se determinó mediante un ensayo tipo pin on disk. Los resultados de la prueba se presentan en el gráfico 4.1.



Grafica 4.1 Resistencia al desgaste del acero aleado con tratamiento térmico de temple-revenido. Se puede observar una alta resistencia al desgaste de acero; la curva sigue un comportamiento lineal.

La curva presenta un comportamiento típico de una curva de desgaste. Se pueden apreciar las tres diferentes etapas de desgaste, ya que durante la primera porción de la curva se observa un comportamiento de asentamiento pues el desgaste es constante y de tendencia exponencial. En la segunda etapa se puede apreciar un régimen de desgaste lineal y es la etapa más larga del proceso y posteriormente se puede apreciar una tercera etapa o variación en el comportamiento de la curva que indica que se encuentra en la etapa III la cual se conoce como desgaste catastrófico.

La información que proporciona el gráfico acerca de la resistencia al desgaste permite dilucidar que este acero puede ser utilizado en condiciones que requieran elevada resistencia al desgaste ya que al aplicarle cargas del orden de los 3.5 a 4 MPa este presenta alta resistencia, es decir, solo se obtuvo una pérdida de masa de la muestra de 0.8554 g al cabo de 9 horas de ensayo. Por lo cual tomando en consideración tanto la composición química, así como las propiedades mecánicas estudiadas se puede explicar

la aplicación de este acero, ya que esta aplicación en particular (Rodillo para cáncamo de red de pesca) demanda alta dureza y resistencia al desgaste.

4.2 Evaluación Del Hierro Nodular Base

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

4.2.1 Composición química

La composición química del hierro nodular base (CDI) se muestra en la tabla 4.5, en esta se puede observar un alto contenido de Cr y Mo (elementos formadores de carburos), además de alto contenido de C para garantizar la formación de carburos.

Tabla 4.5 Composición química del hierro nodular base con carburos.

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

4.2.2 Calidad microestructural

Los resultados de la caracterización microestructural se presentan a continuación.

4.2.2.1 Evaluación del grafito esferoidal en el hierro nodular base en condiciones de colada

La figura 4.4 Presenta las zonas en las cuales se llevo a cabo la caracterización de la pieza prototipo.

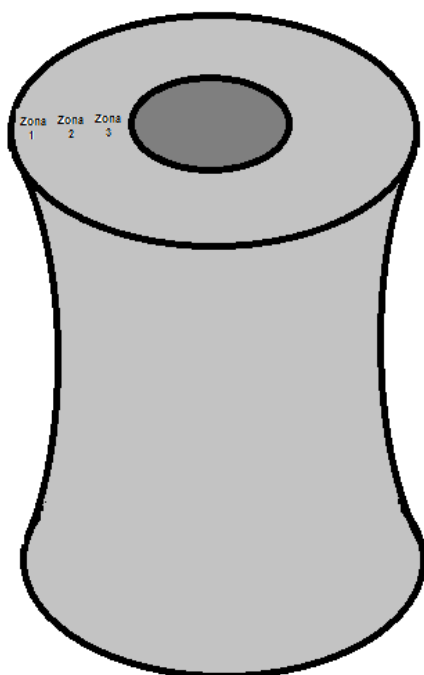


Figura 4.4 Zonas en las cuales se realizo el análisis microestructural, (nodularidad, matriz y carburos) de la pieza prototipo.

Utilizando el método de evaluación en base a la Norma ASTM A-247 para la caracterización de nódulos de grafito y basándonos en los patrones presentados en la sección 2.2 de este trabajo, se evaluó el tipo de grafito, % de nodularidad, y densidad de nódulos presentes en el hierro base antes de tratamiento térmico de austemperizado; los resultados de la evaluación se presentan en la tabla 4.4.

Tabla 4.6 Características del grafito en las diferentes zonas del hierro nodular base.

| Zona | Tipo de grafito | % de nodularidad | Densidad de nódulos |
|-------------|------------------------|-------------------------|----------------------------|
| 1 | I | 100 | 100 |
| 2 | I | 90 | 100 |
| 3 | I | 100 | 150 |

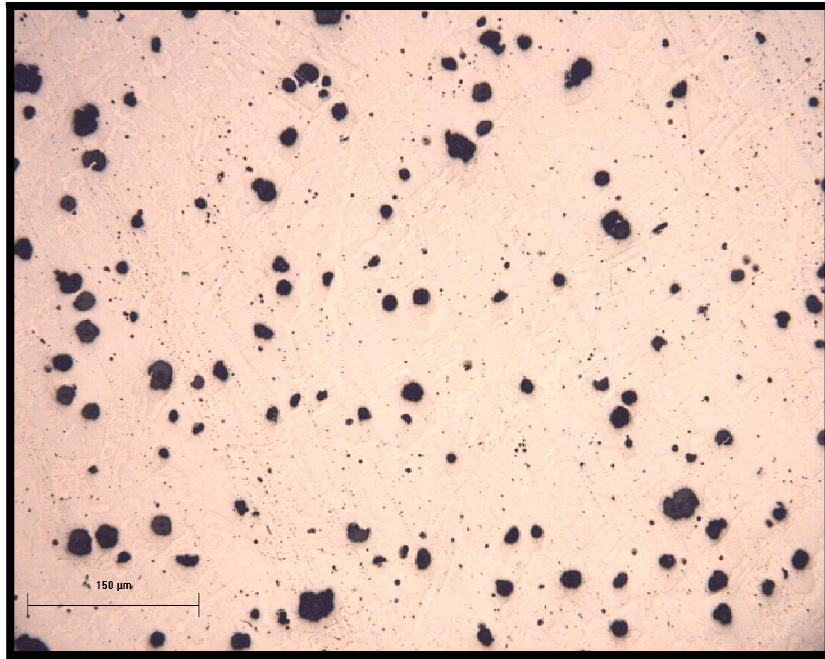


Figura 4.5 Microestructura analizada en la zona 1, sin ataque observada a 100X. Se observan esferoides de grafito (parte oscura).

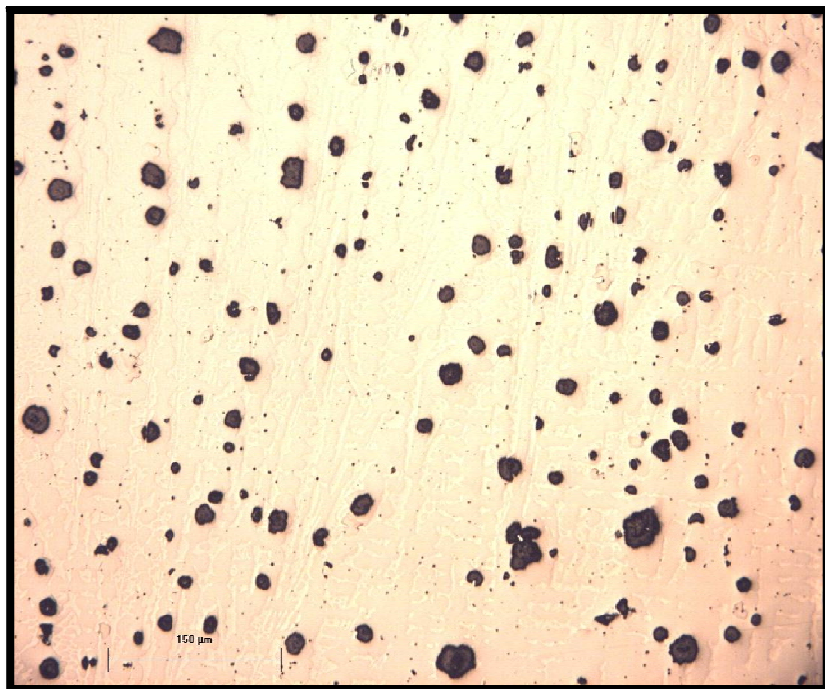


Figura 4.6 Microestructura analizada en la zona 2, sin ataque observada a 100X.

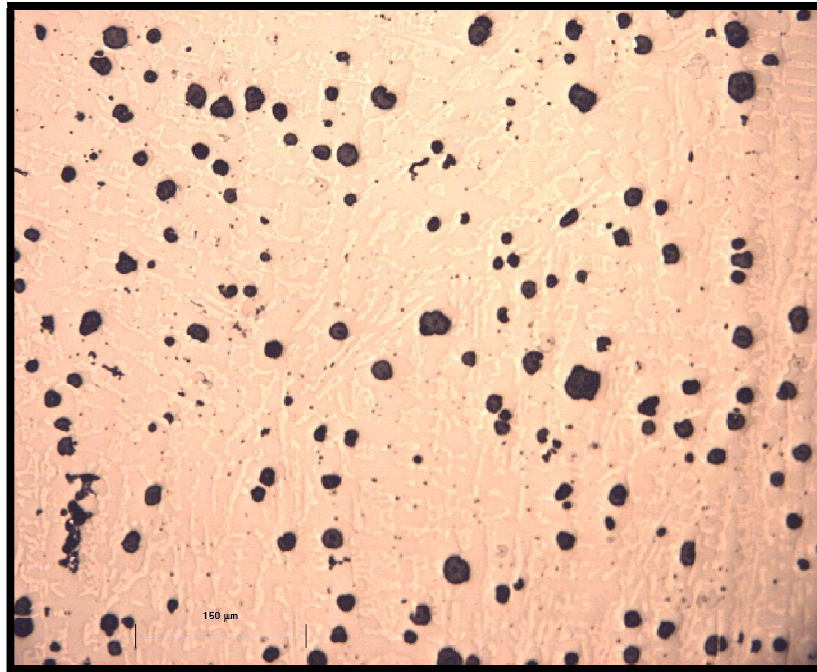


Figura 4.7 Microestructura analizada en la zona 3, sin ataque observada a 100X.

Microestructuras sin ataque en las diferentes zonas de la pieza prototipo a 100X. Se observó homogeneidad en las mismas en cuanto a las características del nódulo de grafito. Como se hizo mención en el capítulo 1, la microestructura es considerada de buena calidad metalúrgica cuando el grafito esférico en la matriz tiene un mínimo de nodularidad del 85% y una densidad de nódulos mínima de 100 nódulos/mm² en una matriz de perlita-carburos.

Los resultados presentados en la tabla 4.4 muestran la evaluación de las características del grafito esférico en la matriz del hierro CDI (carbide ductile iron) en las zonas mostradas en la figura 4.4 que en promedio fueron:

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

Por lo cual, la pieza prototipo en condiciones de colada cumplió con la calidad metalúrgica requerida para ser sometida al tratamiento isotérmico y fabricar hierro CADI.

4.2.2.2 Evaluación de la matriz

La matriz obtenida en el hierro CDI presenta una mezcla de perlita con carburos ledeburíticos transformados, en las figuras 4.10 a 4.13 se muestran las microestructuras más representativas del hierro antes del tratamiento térmico de austemperizado observadas a 100X y 200X respectivamente.

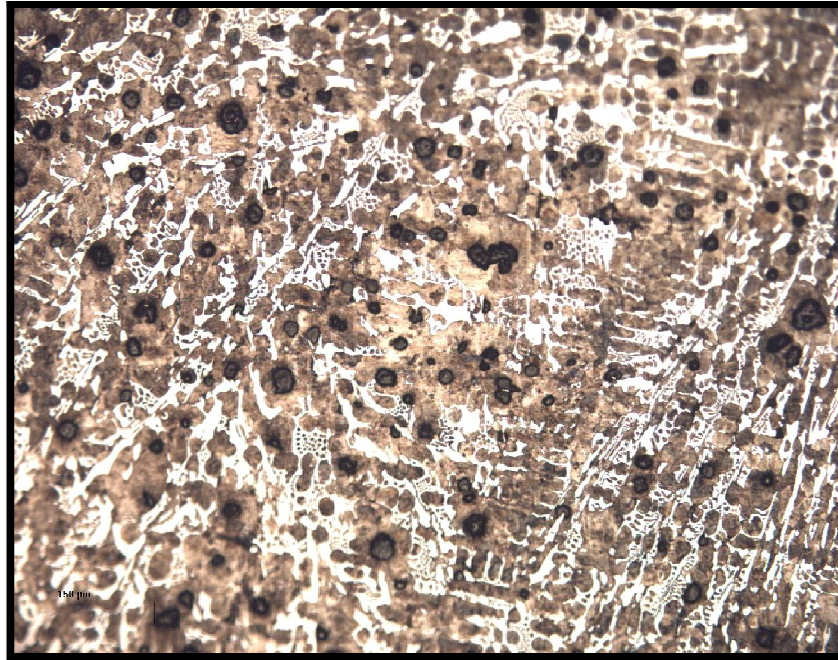


Figura 4.8 Microestructura del hierro nodular base en la zona 1, se observan los esferoides de grafito, perlita y carburos ledeburíticos, ataque con Nital 2 observada a 100X.

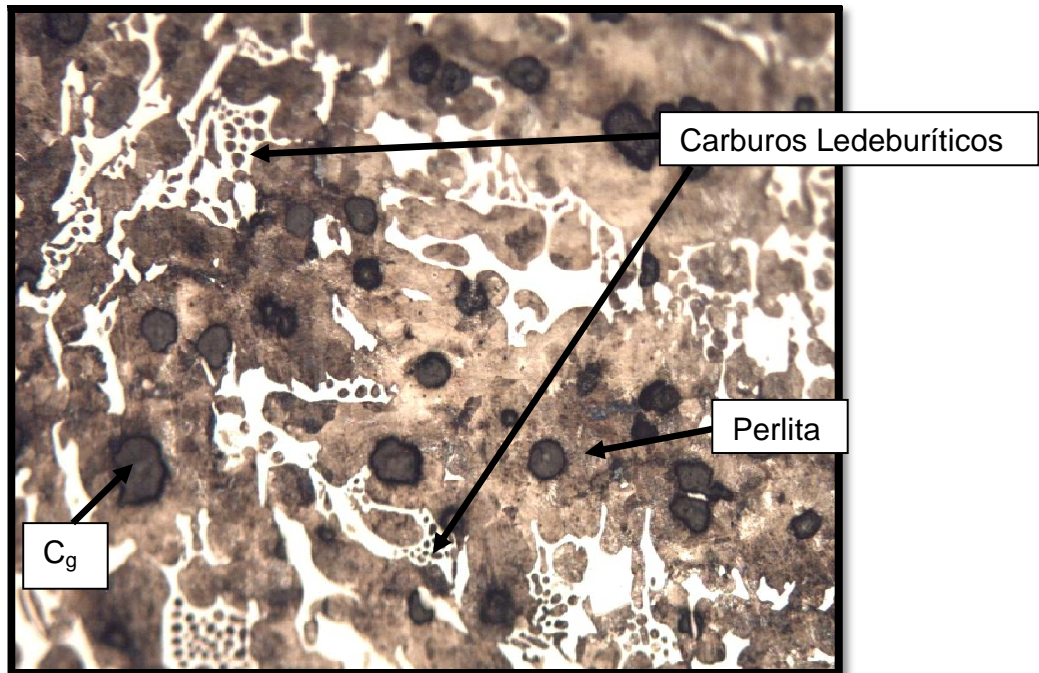


Figura 4.9 Microestructura del hierro CDI en la zona 1, en la que se revelan los carburos ledeburíticos, parte clara Fe_3C , parte oscura perlita, ataque con Nital 2 observada a 200X.

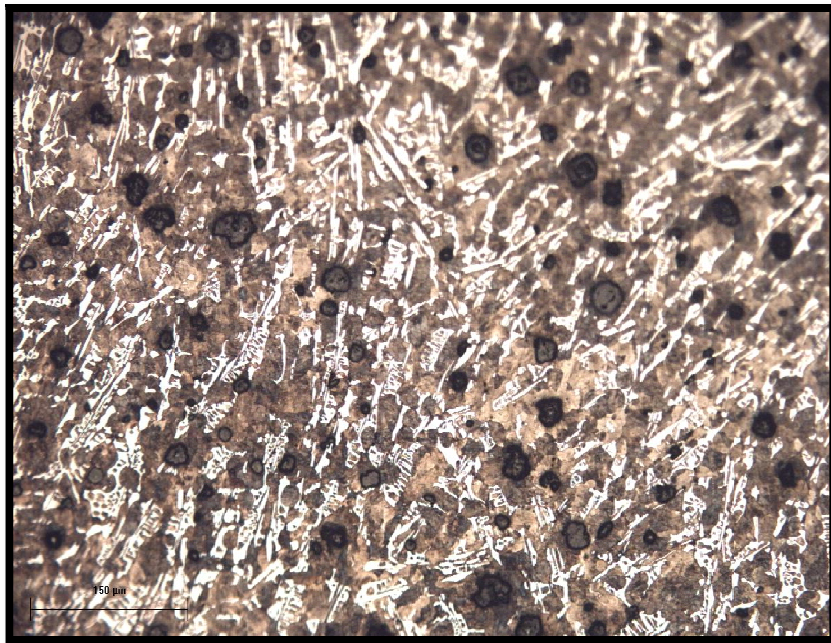


Figura 4.10 Microestructura del hierro nodular base, zona 2, se observan los esferoides de grafito, perlita y carburos ledeburíticos, ataque con Nital 2 observada a 100X.

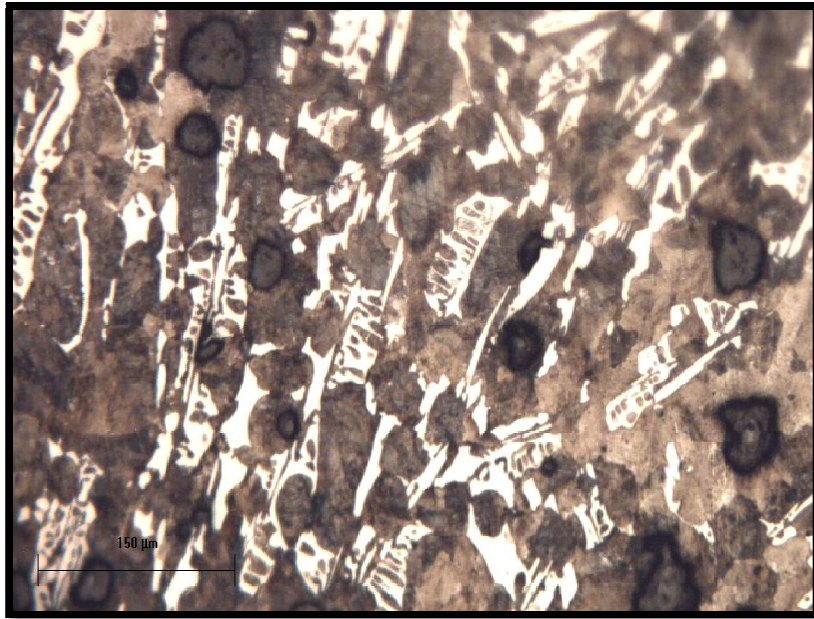


Figura 4.11 Microestructura del hierro nodular base, zona 2, ataque con Nital 2 observada a 200X.

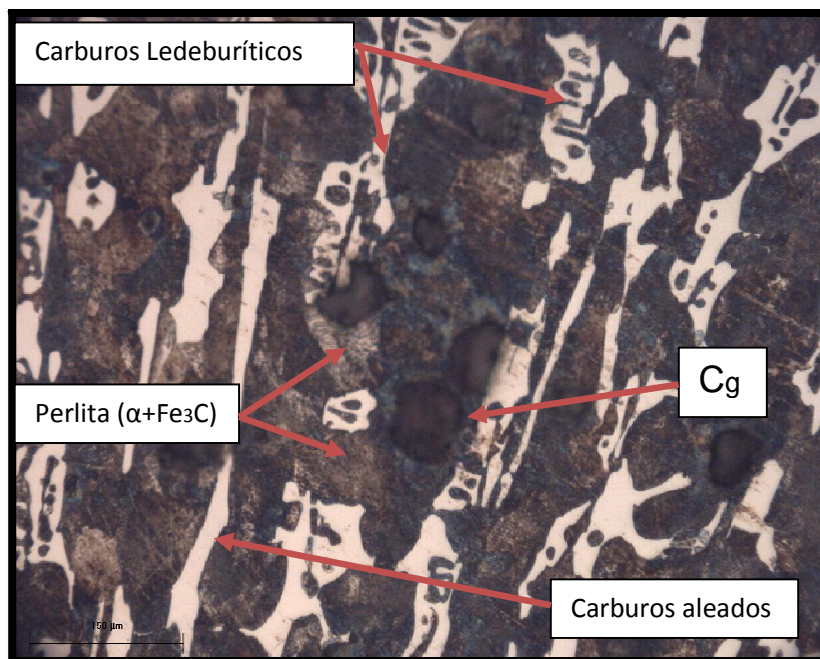


Figura 4.12 Microestructura del hierro base antes del tratamiento térmico, observada a 500X y atacada con Nital 2.

En la figura 4.12, se puede observar claramente la microestructura del hierro nodular base, se aprecian las laminillas de perlita (tipo huella), los carburos ledeburíticos y los carburos aleados, así como el carbón grafito esferoidal. Como se puede observar no existe una mezcla de perlita y ferrita por lo cual se promueve una distribución homogénea de carbono en la austenita durante la etapa de austenización. Los elementos promotores de carburos (Cr, Mo) presentes en el hierro, se encontrarán preferentemente en solución dentro de los carburos ledeburíticos haciéndolos más estables.

4.2.2.3 Fracción inicial de carburos.

El conteo de los carburos del hierro nodular base en condiciones de colada se realizó procesando las imágenes mediante el software Image Pro Plus las cuales fueron observadas a 100X. Los porcentajes de carburos se determinaron en base al área total de la imagen analizada (considerando que el 100% del área está representada por la matriz (perlita), los nódulos de grafito y los carburos). El software contabiliza los carburos presentes en un área determinada de evaluación y obtiene el porcentaje en base a tonos de gris (matriz sobreatacada y los nódulos), y blanco (carburos).

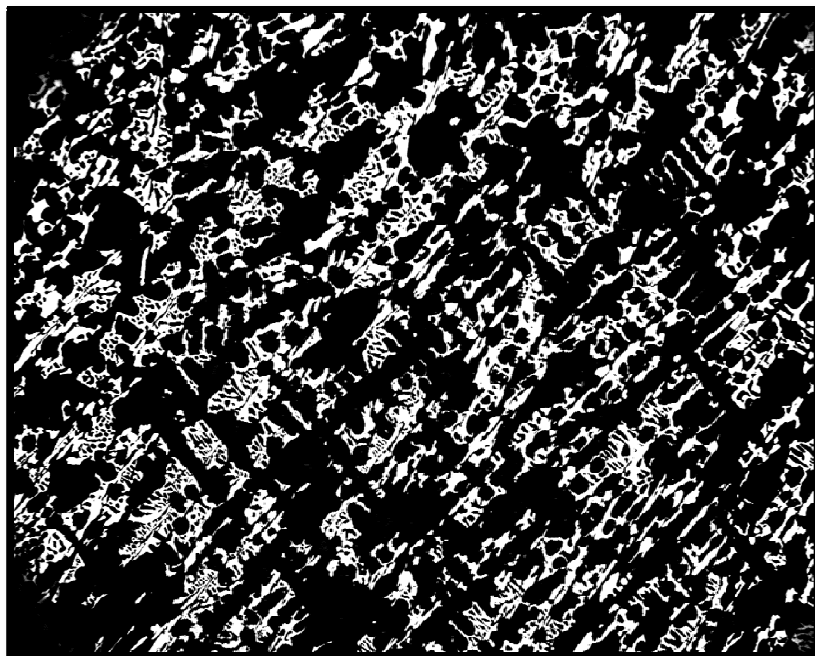


Figura 4.13 Microestructura del hierro nodular base zona 1 antes del tratamiento térmico oscurecidas, muestra los carburos (parte clara).

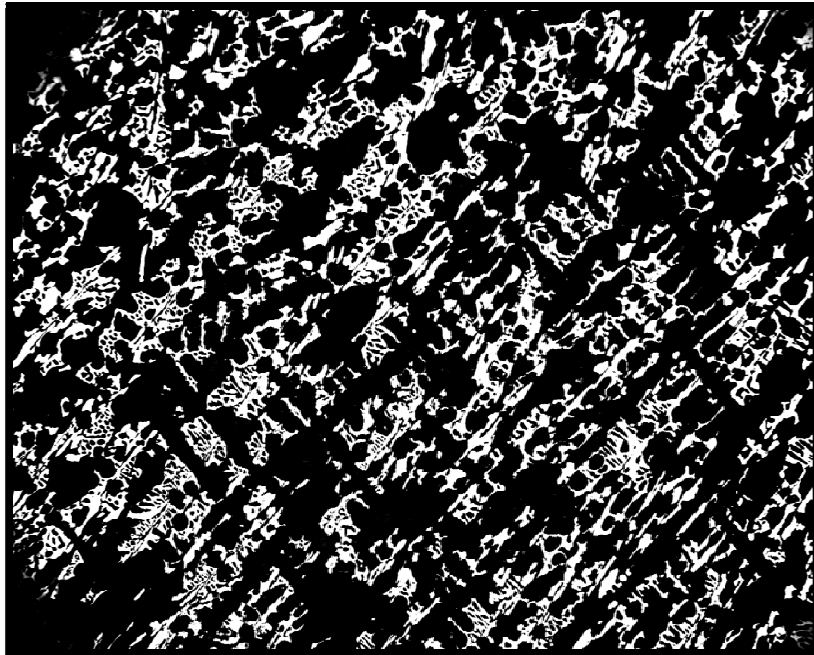


Figura 4.14 Microestructura del hierro nodular base zona 2 antes del tratamiento térmico oscurecidas, muestra los carburos (parte clara).

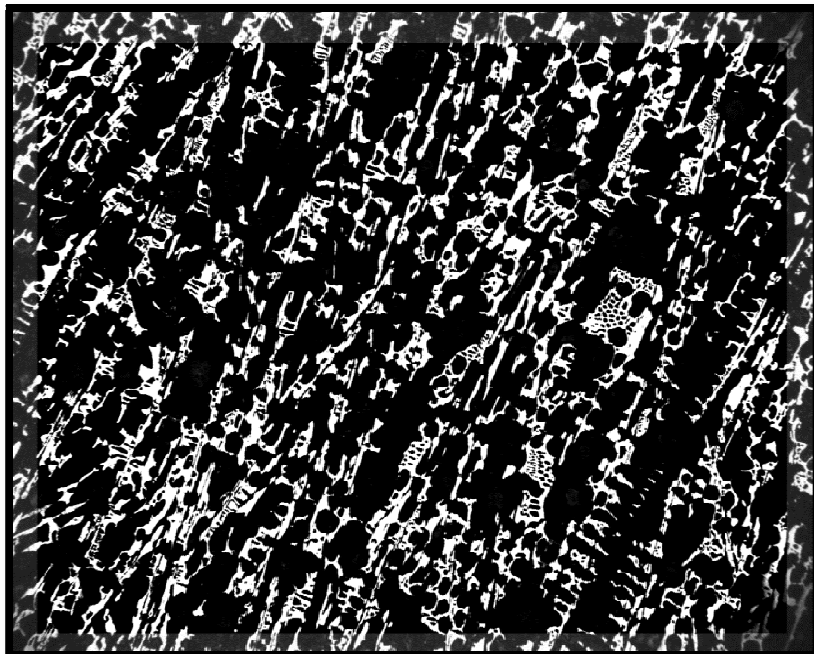


Figura 4.15 Microestructura del hierro nodular base zona 3 antes del tratamiento térmico oscurecidas, muestra los carburos (parte clara).

Al analizar las microestructuras de las diferentes zonas de la muestra podemos observar que existe una mezcla de carburos presentes que van de carburos ledeburíticos a carburos aleados, en la zona 3 (interior) se presentan carburos de morfología delgada, que podría tratarse de carburos aleados y en las zona 1 y 2 (exterior y centro) la morfología de los carburos es gruesa, tratándose así de carburos ledeburíticos. La diferencia entre estos carburos puede explicarse por las dimensiones y geometría de la pieza, así como de las condiciones de solidificación y de proceso de fabricación.¹²

Tabla 4.7 Porcentaje inicial de carburos presentes en el hierro nodular base antes del tratamiento térmico.

| Zona | % promedio |
|-------------|-------------------|
| 1 | 24.205 |
| 2 | 24.112 |
| 3 | 21.180 |

En la tabla 4.7 se presentan los porcentajes promedio iniciales de los carburos presentes en el hierro CDI, se observa que existe mayor cantidad de carburos en las zonas exterior y centro (1 y 2) de la superficie de la pieza prototipo y en la zona interior (3) se presenta la menor cantidad de carburos. Lo anterior ratifica que la formación de carburos se ve afectada en gran medida por la geometría de la pieza.

4.3 Evaluación microestructural del hierro CADI fabricado y propiedades mecánicas.

Después de realizar el tratamiento térmico de austemperizado a la pieza prototipo bajo las condiciones descritas en la sección 3.3 de este trabajo se llevo a cabo la caracterización microestructural y la determinación de las propiedades mecánicas.

4.3.1 Calidad microestructural

El estudio de la microestructura de la pieza prototipo fabricada con hierro CADI comprendió la evaluación de grafito esferoidal, el tipo de matriz y el conteo de carburos.

4.3.1.1 Evaluación de grafito esferoidal en la matriz después del tratamiento de Austemperizado.

En las figuras 4.18 a la 4.29 se observan las microestructuras sin ataque mostrando los nódulos de grafito en las mismas zonas evaluadas de la pieza prototipo antes del tratamiento térmico.

Tabla 4.8 Características del grafito en el hierro CAD1.

| Zona | Tipo de grafito | % de nodularidad | Densidad de nódulos |
|------|-----------------|------------------|---------------------|
| 1 | I | 100 | 150 |
| 2 | I | 80 | 100 |
| 3 | I | 100 | 150 |

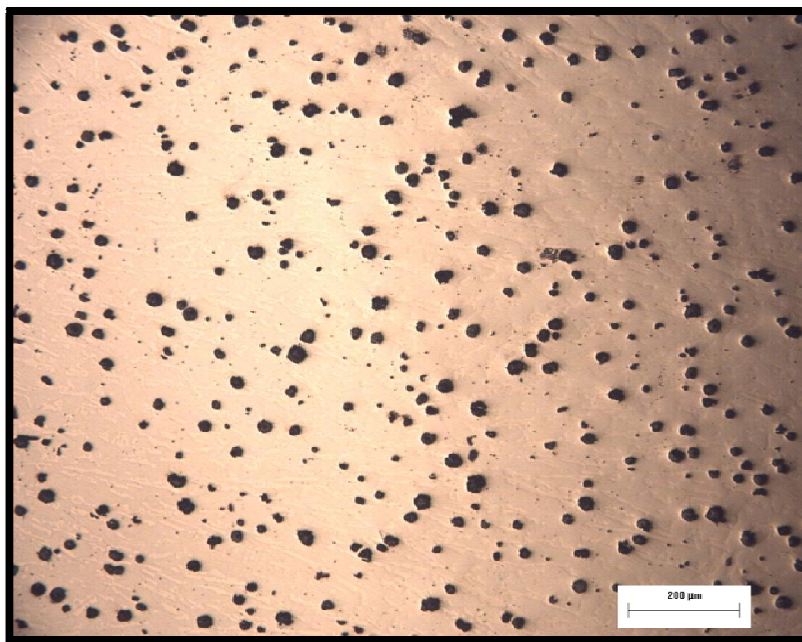


Figura 4.20 Microestructura analizada en la zona 1 después del tratamiento de austemperizado a 375°C durante 75 minutos, sin ataque observada a 100X.

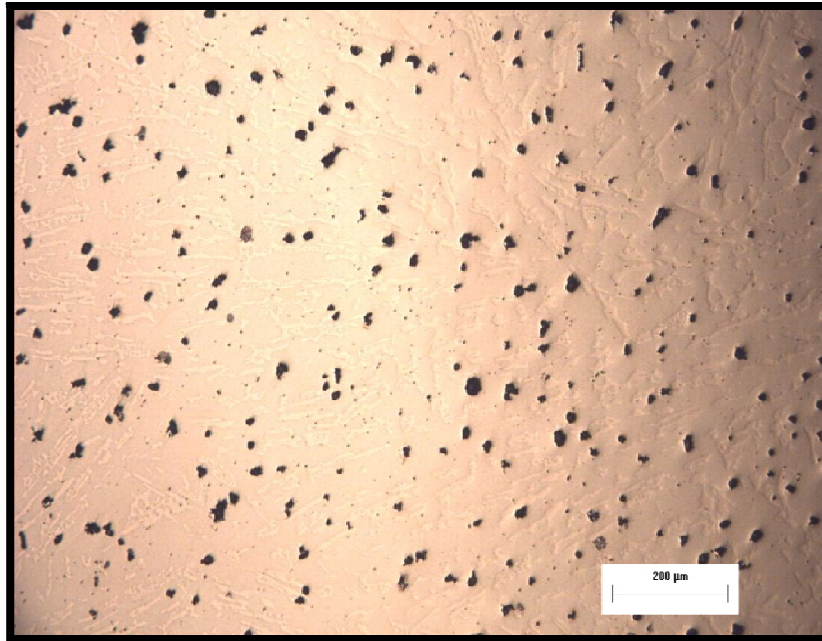


Figura 4.21 Microestructura analizada en la zona 2 después del tratamiento de austemperizado a 375°C durante 75 minutos, sin ataque observada a 100X.

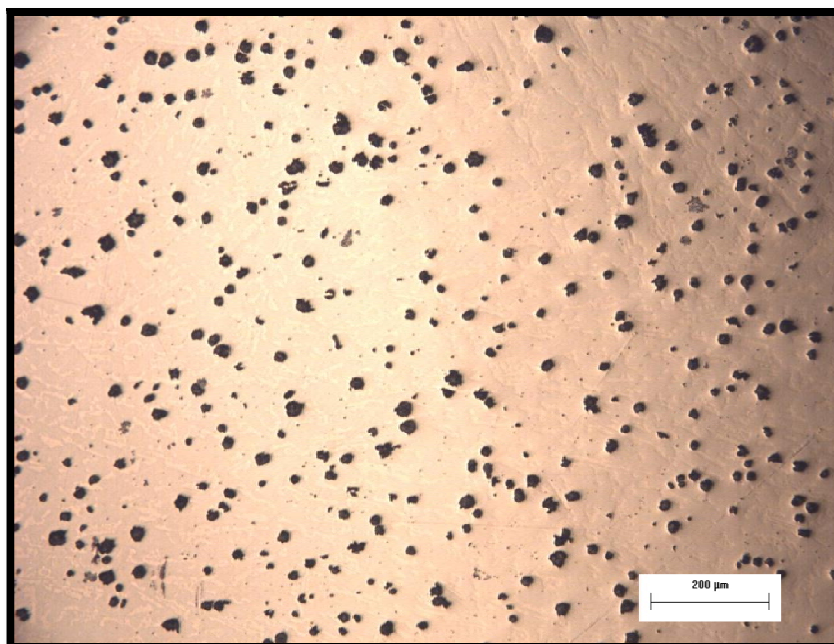


Figura 4.22 Microestructura analizada en la zona 3 después del tratamiento de austemperizado a 375°C durante 75 minutos, sin ataque observada a 100X.

Analizando las piezas tratadas térmicamente, en cuanto al grafito esferoidal se observa una ligera variación en el porcentaje de nodularidad antes y después del tratamiento

térmico. Por lo cual se pudo observar que en este caso particular el tratamiento térmico no afecta en gran medida a la nodularidad del hierro.

Y se explica la ligera variación debido a, a) una posible disolución de C de los nódulos de grafito, cediéndole C a la matriz obtenida después del tratamiento térmico. b) debido a una posible precipitación de grafito por la descomposición parcial de los carburos ledeburíticos en el material original durante la etapa de austenizado.

4.3.1.2 Evaluación de la matriz después del tratamiento térmico

En las figuras 4.23 a la 4.28 se observa la matriz a 100, 500 y 1000X de la pieza prototipo después del tratamiento de austemperizado. (Solo se presentan las microestructuras más representativas).

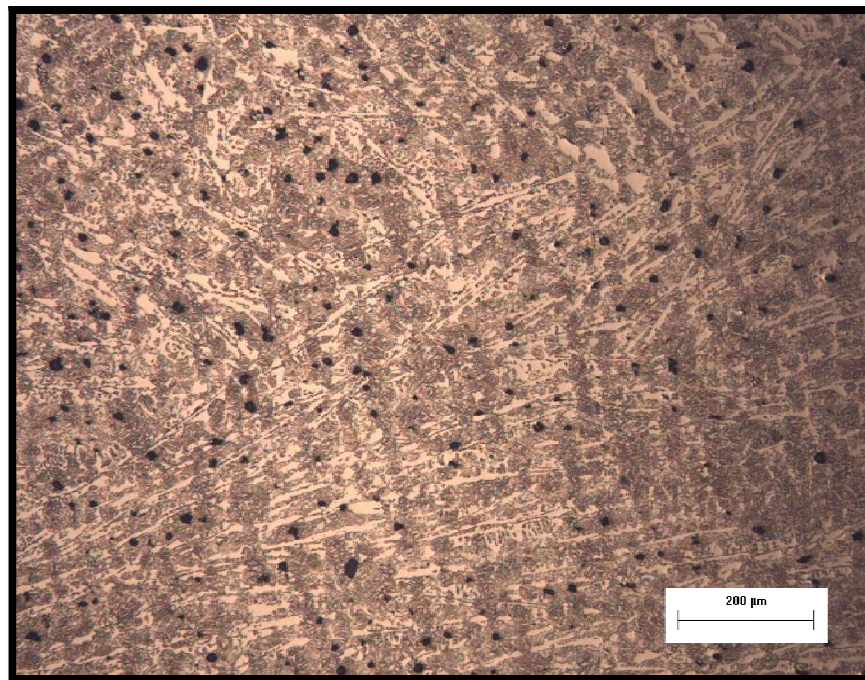


Figura 4.23 Microestructura de la pieza prototipo en la zona 2 después del tratamiento térmico a 375°C durante 75 minutos. Atacada con Nital 2 y observada a 100X.

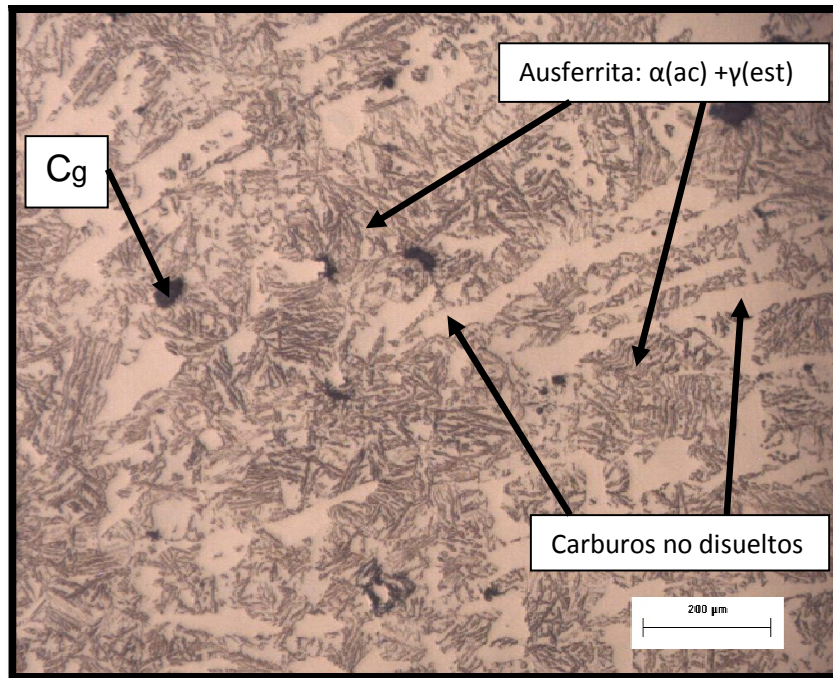


Figura 4.24 Microestructura de la pieza prototipo en la zona 2 después del tratamiento térmico a 375°C durante 75 minutos. Atacada con Nital 2 y observada a 500X. Se observan los nódulos de carbón grafito, la matriz formada por ferrita acicular y austenita estable (ausferrita) y los carburos sin disolver.

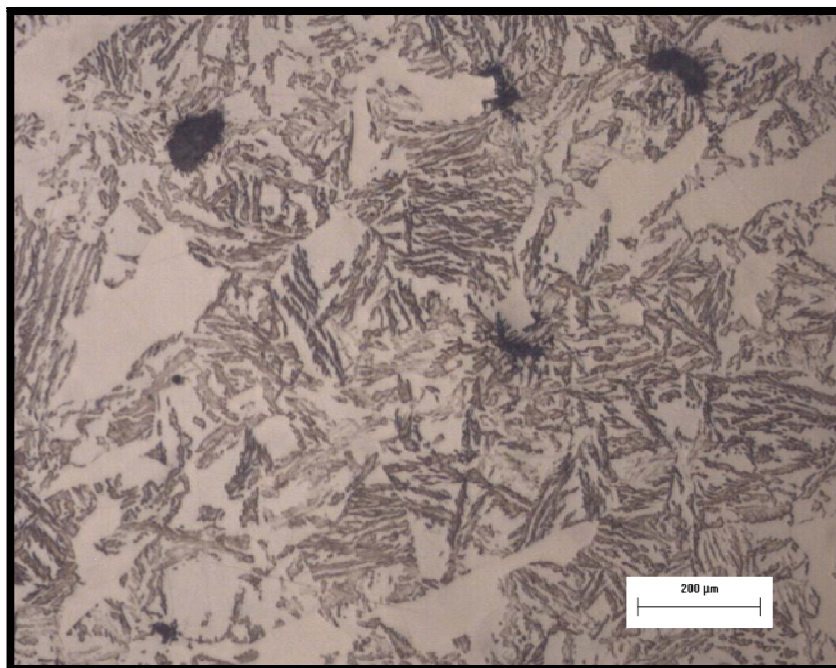


Figura 4.25 Microestructura de la pieza prototipo en la zona 2 después del tratamiento térmico a 375°C durante 75 minutos. Atacada con Nital 2 observada a 1000X.

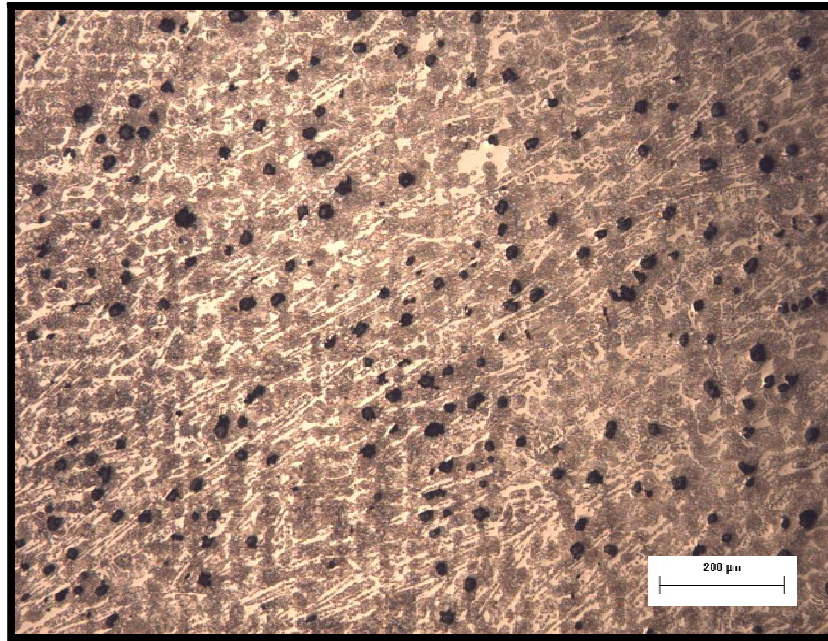


Figura 4.26 Microestructura de la pieza prototipo en la zona 3 después del tratamiento térmico a 375°C durante 75 minutos. Atacada con Nital 2 y vista a 100X.

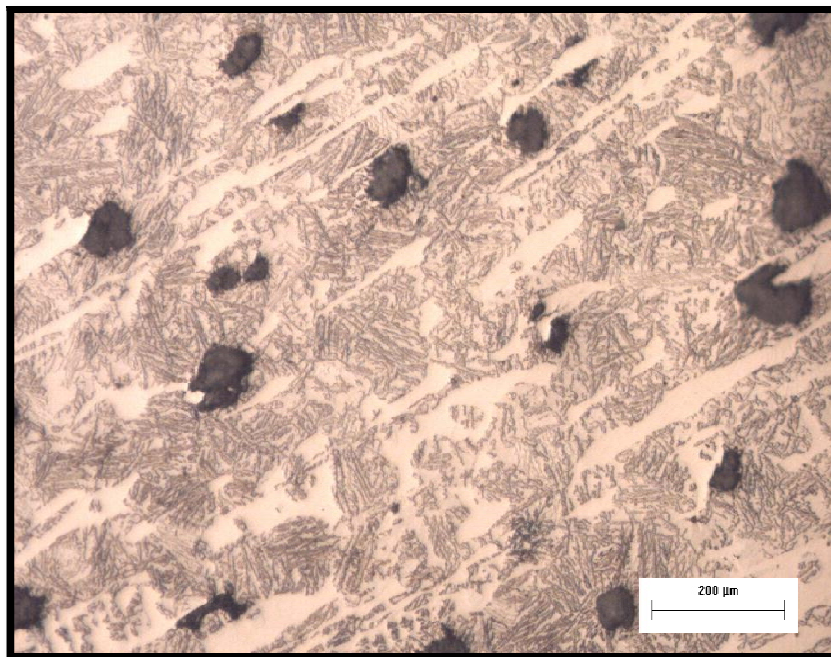


Figura 4.27 Microestructura de la pieza prototipo en la zona 3 después del tratamiento térmico a 375°C durante 75 minutos. Atacada con Nital 2 y observada a 500X. Se observan carburos aleados (zonas blancas alargadas), carburos ledeburíticos (zonas blancas amorfas), carbón grafito (zonas oscuras) y matriz ausferrítica.

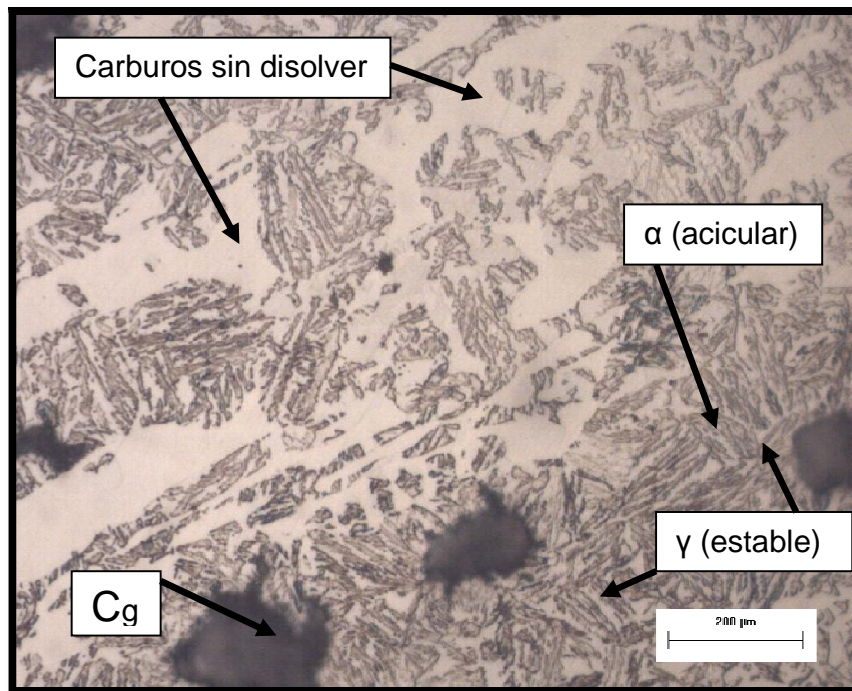


Figura 4.28 Microestructura de la pieza prototipo en la zona 3 después del tratamiento térmico a 375°C durante 75 minutos. Atacada con Nital 2 y observada a 1000X. Se observan con mayor claridad las fases que comprenden la microestructura. Carburos sin disolver (zonas blancas y brillantes), Carbón grafito (nódulos negros), ferrita acicular (zona oscura de la matriz) y austenita estable (zona clara de la matriz).

Analizando las microestructuras obtenidas después del tratamiento térmico podemos observar claramente la formación de ausferrita (Ferrita acicular y austenita estable).

Se observa que hay una mayor cantidad de placas de ferrita acicular que de austenita acicular, esto puede verse con mayor detalle en la figura 4.28 en la cual se aprecian delgadas placas de ferrita acicular distribuidos de forma discontinua sobre la austenita estable. Hay variación en el tamaño de las mismas, puesto que se observan placas de ferrita largas y cortas.

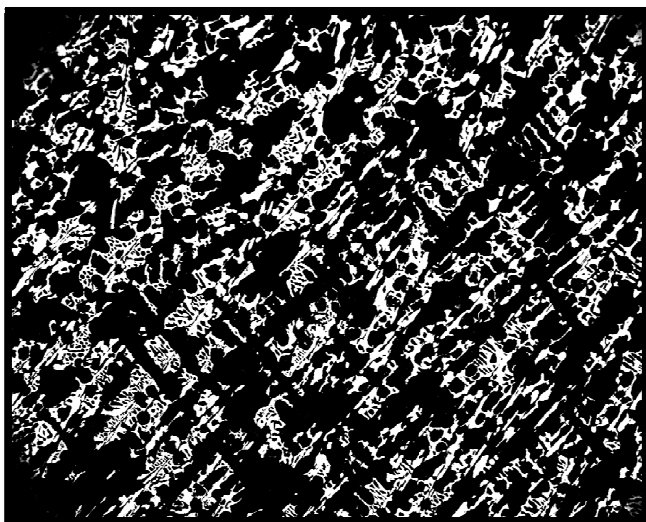
4.3.1.3 Fracción de carburos después del tratamiento.

Para determinar la fracción de carburos disueltos en la pieza prototipo por comparación cuantitativa entre la muestra con tratamiento y sin tratamiento de austemperizado se utilizó el software Image Pro Plus, los resultados de ambos conteos de carburos se muestran en la tabla 4.9.

Tabla 4.9 Porcentaje inicial de carburos presentes en el hierro nodular base antes del tratamiento térmico.

| Zona | % promedio inicial | % promedio final | Δ Disuelto | % Carburos disueltos |
|------|--------------------|------------------|-------------------|----------------------|
| 1 | 24.205 | 18.653 | 5.552 | 22.937 |
| 2 | 24.112 | 19.104 | 5.008 | 20.767 |
| 3 | 21.180 | 17.875 | 3.305 | 15.605 |

Con el propósito de dar mayor soporte a los resultados numéricos en las figuras 4.29 a 4.31 se puede observar de manera comparativa las microestructuras de la pieza prototipo antes y después del tratamiento térmico de austemperizado en las tres zonas de estudio.

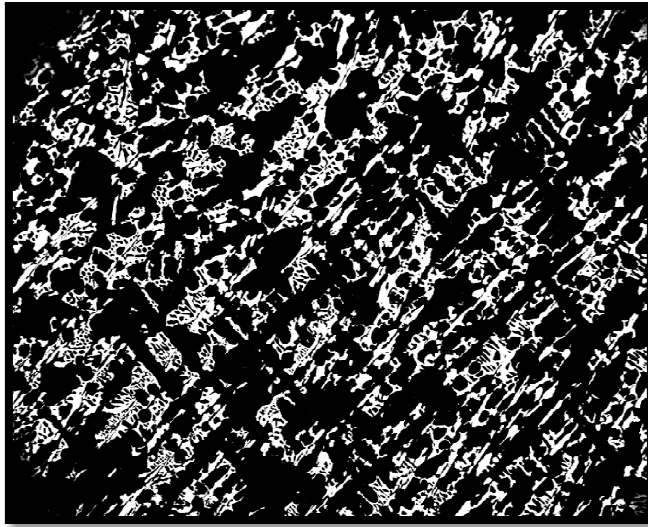


a)



b)

Figura 4.29 a) Microestructura de la pieza prototipo antes del tratamiento térmico en la zona 1, b) Microestructura de la pieza prototipo después del tratamiento térmico en la zona 1 observada a 100X.

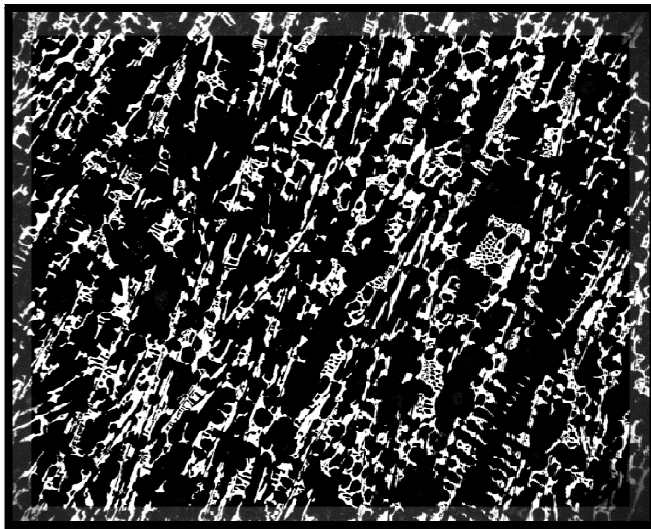


a)

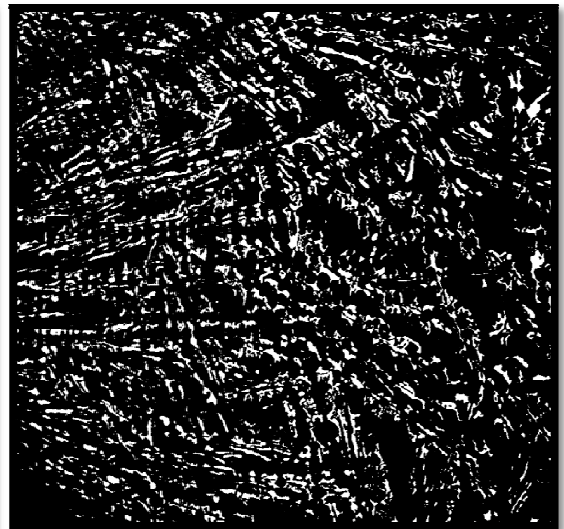


b)

Figura 4.30 a) Microestructura de la pieza prototipo antes del tratamiento térmico en la zona 2, b) Microestructura de la pieza prototipo después del tratamiento térmico en la zona 2 observada a 100X.



a)



b)

Figura 4.31 a) Microestructura de la pieza prototipo antes del tratamiento térmico en la zona 3, b) Microestructura de la pieza prototipo después del tratamiento térmico en la zona 3 observada a 100X.

Analizando las figuras 4.29 a 4.31 se observó una disminución en la cantidad de los carburos después del tratamiento térmico, debido a su disolución parcial durante la etapa de austenizado.

De los resultados anteriores se observa que la fracción de carburos que se disolvió en promedio de las tres zonas de estudio en el tratamiento de austemperizado fue de un 20 % de la fracción de carburos iniciales.

Los elementos que promueven la formación de carburos aleados presentes en la pieza prototipo (Cr y Mo), provocaron que los carburos formados sean muy estables a la temperatura de austenización (910 °C), por lo que la disolución de estos carburos no es tan significativa. Posiblemente, los carburos que se disolvieron durante el tratamiento térmico, sean del tipo ledeburítico debido a la inestabilidad de los mismos en la etapa de austenizado o carburos aleados cuyos elementos de aleación sean diferentes al Cr y Mo y que por lo tanto sean menos estables.

Según Aranda²⁰ la disolución de carburos se ve beneficiada al llevar a cabo el tratamiento térmico a altas temperaturas y a largos lapsos de tiempo, por lo cual se considera que a las temperaturas y tiempos de tratamiento a las cuales se trabajó en esta tesis, el porcentaje de disolución no es tan severo y promueve aun así una mejora en las propiedades mecánicas del hierro CADI.

4.3.2 Propiedades mecánicas del hierro CADI

Las propiedades mecánicas estudiadas para el hierro CADI son dureza, resistencia al desgaste y como ensayo extra la resistencia al impacto para medir la tenacidad del material.

4.3.2.1 Dureza

Los resultados de dureza del hierro CADI en las diferentes zonas de estudio se presentan en la tabla 4.10.

Tabla 4.10 Valores de dureza Brinell (promedio) con su respectiva equivalencia a dureza Rockwell C para el hierro CADI.

| Zona | 1 | 2 | 3 |
|--------|-----|-----|-----|
| Dureza | 451 | 415 | 451 |

Dureza Brinell promedio = 439

Dureza HRC (eq) = 44

La dureza que presenta el hierro es elevada y por tal motivo es necesario medir dureza del tipo Rockwell C o Brinell, pero usar un penetrador de diamante significa realizar la medición puntual y como se sabe las diferentes fases del hierro presentan valores de dureza diferente, por tal motivo se llevó a cabo la medición de dureza brinell con un penetrador de carburo de tungsteno de 5mm para obtener un valor promedio de dureza. La elevada dureza del hierro CADI puede ser explicada debido a los carburos presentes en su microestructura ya que estos generalmente poseen alta dureza y el llevar a cabo el tratamiento térmico de austemperizado significa un aumento significativo en la dureza debido a la matriz obtenida después del tratamiento, así mismo con el tratamiento se pretende disminuir la fragilidad del material y aumentar la tenacidad. En el trabajo anterior de Arano³⁰, ella realizó mediciones de dureza al hierro CADI antes del tratamiento térmico, los resultados se presentan en la tabla 4.11.

Tabla 4.11. Valores de dureza obtenidos en el trabajo de Arano³⁰ para el hierro nodular en condiciones de colada de estudio

| Zona | Dureza Rockwell C | Dureza Brinell |
|------------------------|--------------------------|-----------------------|
| Exterior | 38 | 234 |
| Centro | 39 | 239 |
| Interior | 37 | 231 |
| Dureza promedio | 38 | 235 |

Dureza promedio en condiciones de colada = 38RC

Dureza promedio del hierro CADI = 44RC

Con base a los resultados obtenidos en el presente trabajo y a los obtenidos en el trabajo de Arano se puede ver claramente el efecto del tratamiento térmico sobre la dureza del material, ya que se presenta un aumento considerable, por lo cual se puede asegurar que el tratamiento de austemperizado promueve una mejora en el hierro CADI.

Los resultados de dureza HB demuestran que las piezas de hierro CADI durante su funcionamiento (que depende de su aplicación) en general, presentarán una alta resistencia al desgaste.

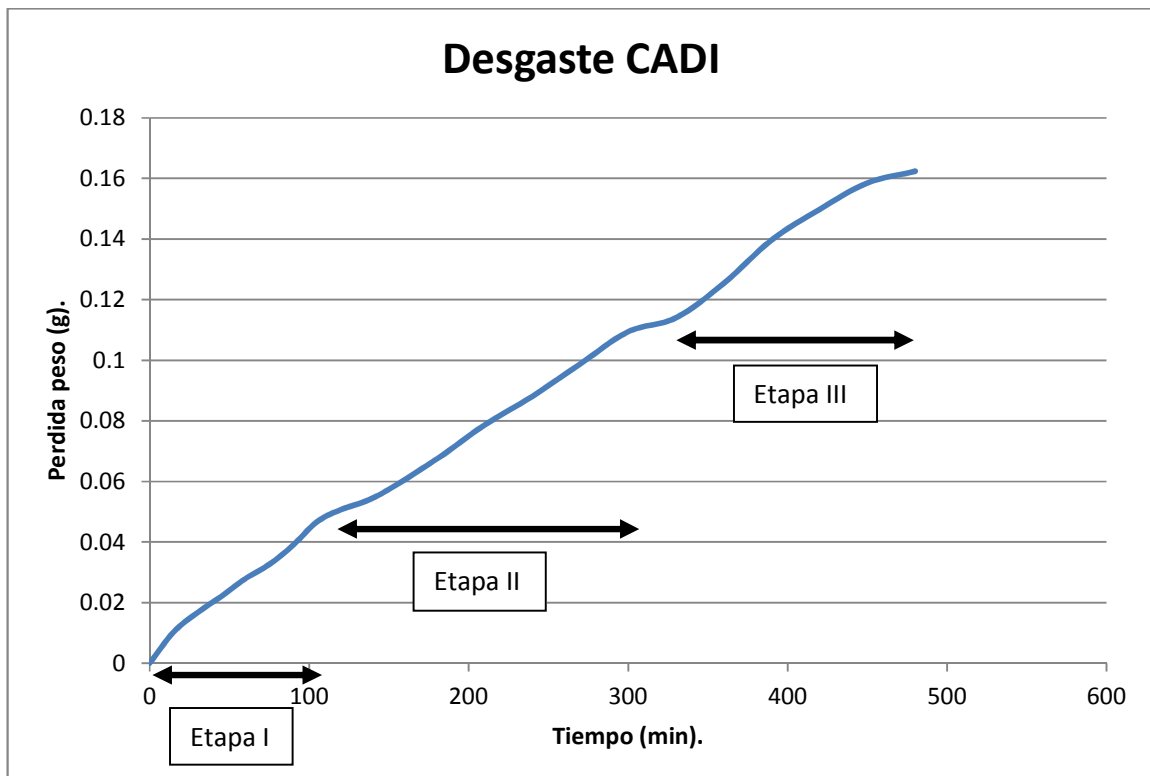
Teóricamente, la dureza se relaciona con la resistencia al desgaste y la fragilidad del material. Cuando la dureza es alta, se tiene un material muy resistente al desgaste, pero es un material muy frágil.

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

4.3.2.2 Resistencia al desgaste

Para determinar la resistencia al desgaste del hierro CADI se llevo a cabo un ensayo tipo pin on disk, (las condiciones de trabajo se especifican en la sección 3.1.2.2 de este trabajo).

Los resultados del ensayo se presentan en el grafico 4.2.



Grafica 4.2 Resistencia al desgaste del hierro CADI

En el grafico 4.2 se presenta el comportamiento del hierro CADI con respecto a la resistencia al desgaste, se observa una curva típica de desgaste presentando las tres etapas de desgaste reportadas en el capítulo dos de este trabajo.

Como se menciona en el capítulo 2 de este trabajo, la elevada dureza de un hierro CADI lleva aparejada una elevada resistencia al desgaste, esto debido a los carburos presentes en la microestructura del material, es así que al someter al material a una fuerza de entre 3.5 y 4MPA este presenta solo una pérdida de 0.1624g después de un lapso de 8 horas de desgaste.

4.3.2.3 Resistencia al impacto

Para tener información acerca del efecto del tratamiento térmico de austemperizado sobre la tenacidad del hierro CADI se llevo a cabo un ensayo de impacto. Como se mencionó en el capítulo 3 el tratamiento de austemperizado se llevo a cabo basándose en los resultados de Leyva²⁹. Leyva realizó el tratamiento de austemperizado a diferentes temperaturas y tiempos, las condiciones de interés para este trabajo son: 300°C durante 60 minutos y 400°C durante 60 minutos. En este trabajo se llevó a cabo el tratamiento de austemperizado a 375°C durante 75 minutos por lo que se espera que los resultados de impacto se encuentren entre los valores obtenidos en el trabajo de Leyva. Los resultados de resistencia al impacto se presentan en la tabla 4.12

Tabla 4.12 Valores de resistencia al impacto para un hierro CADI a diferentes temperaturas de tratamiento.

| Temperatura de trabajo | Resistencia al impacto (Joule) |
|------------------------|--------------------------------|
| 300°C | 9.61 |
| 375°C | 7.06 |
| 400°C | 5.40 |

Basándose en estos resultados se puede apreciar el efecto de la temperatura de tratamiento de austemperizado sobre la resistencia al impacto, ya que se obtiene mayor resistencia al impacto a bajas temperaturas que a altas temperaturas. Es por tal motivo que a la temperatura de tratamiento en este trabajo se obtiene una tenacidad baja pero

aceptable proveniente de la matriz ausferrita presente en la microestructura del hierro CADI.

Aunque el hierro presenta cierta fragilidad, la tenacidad obtenida representa un equilibrio entre la resistencia al desgaste, la dureza y la resistencia al impacto.

4.4 Comparación entre las propiedades mecánicas del acero aleado y el hierro CADI.

En la tabla 4.13 se presenta los valores de dureza para el acero aleado y el hierro CADI para fines comparativos.

Tabla 4.13 Comparación de los valores numéricos de dureza entre el acero y el hierro CADI.

| Material | Dureza Brinell | Dureza Rockwell C |
|-----------------|-----------------------|--------------------------|
| Acero | ----- | 55.7 |
| CADI | 442 | 44 |

La resistencia al desgaste es una propiedad de gran interés para la aplicación en particular para la cual se fabrico el rodillo de cáncamo. Por tal motivo se realizo una comparación entre las resistencias al desgaste de ambos materiales. Los resultados gráficos se presentan en la tabla 4.3.

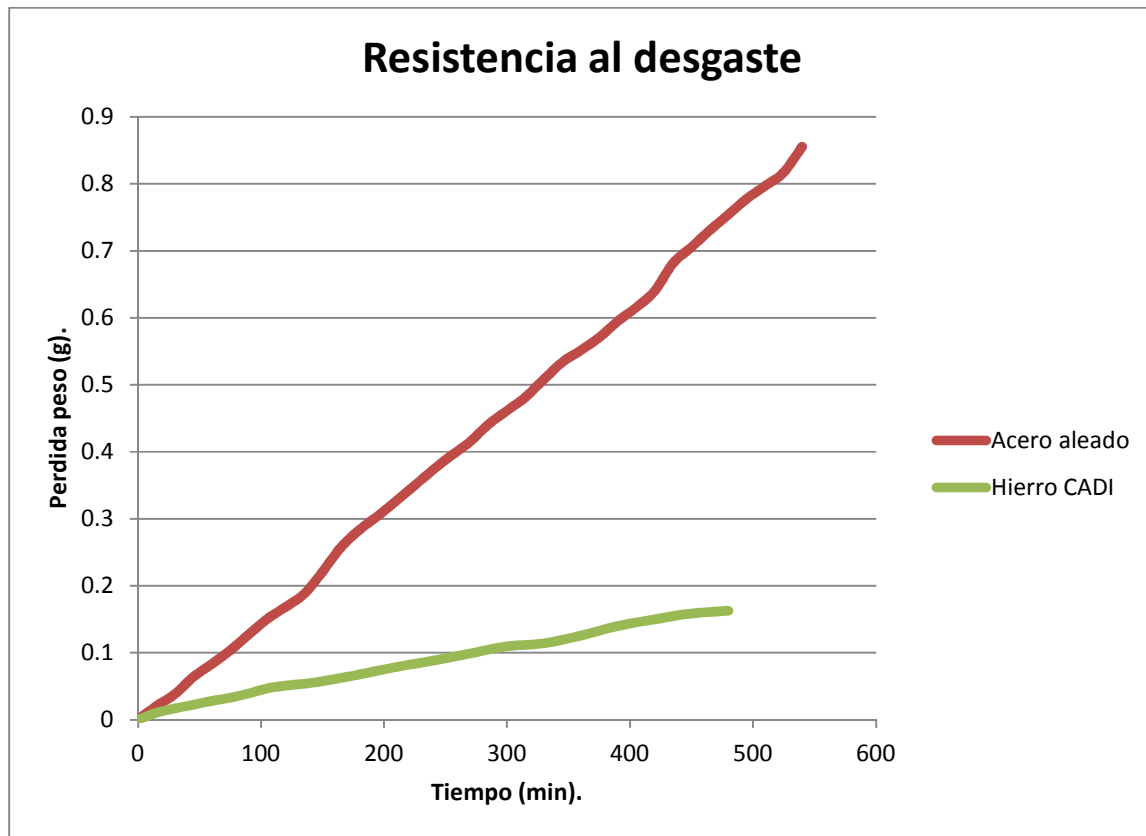


Grafico 4.3 Comparación entre la resistencia al desgaste del acero y el hierro CADI.

En base a la tabla 4.13 y el grafico 4.3 podemos determinar que el acero presenta mayor dureza que el hierro CADI, aunque el hierro presenta mayor resistencia al desgaste. Por lo cual se puede aseverar que el hierro CADI es factible para sustituir el rodillo de acero. Otra razón por la cual el hierro es factible para sustituir el acero es el costo de fabricación, ya que la producción en masa de este representa un abaratamiento en comparación con la fabricación del acero.

Capítulo 5.

Conclusiones

En este capítulo se presentan las conclusiones finales de este trabajo.

1. La calidad del hierro no se ve afectada en gran medida con el tratamiento térmico de austemperizado ya que el tipo de nódulo, el porcentaje de nodularidad y la densidad de nódulos no presentó variación significativa.
2. El tratamiento de austemperizado tiene gran efecto sobre la matriz del hierro ya que con este se ve transformada la matriz perlítica-carbúrica a una matriz ausferrítica.
3. La disolución de carburos se ve afectada en gran medida por el tratamiento térmico de austemperizado, ya que el hierro presentó una disolución promedio de carburos del 20% después del tratamiento.
4. Las propiedades mecánicas del hierro CADI se ven afectadas con el tratamiento térmico ya que la dureza del material y la resistencia al desgaste se ven aumentadas lo cual resulta benéfico para la aplicación en particular estudiada en este trabajo. (rodillo de cáncamo para red de pesca).
5. La resistencia al impacto del hierro CADI se ve aumentada de igual forma que las propiedades anteriores pero esta vez con respecto a otros hierros tales como los hierros grises.
6. Haciendo una comparación entre las propiedades de la pieza prototipo fabricada con hierro CADI y la pieza original fabricada con acero aleado se puede concluir que es factible la sustitución de rodillo de acero por la pieza de hierro CADI, ya que la resistencia al desgaste del hierro es mucho mayor que la del acero, así mismo aunque la dureza del hierro no es mayor a la del acero esta si es elevada.

Sugerencias

Para tener mayor información acerca del efecto del tratamiento térmico de austemperizado sobre las propiedades mecánicas y sobre la calidad microestructural del hierro CADI, es necesario llevar a cabo tratamientos térmicos a diferentes temperaturas y tiempos a fin de obtener un modelo que prediga las microestructura y las propiedades. Así mismo es necesario realizar un estudio para determinar la resistencia a la corrosión del hierro ya que para ciertas aplicaciones se requiere una elevada resistencia a la corrosión.

Se recomienda realizar un estudio para obtener un reactivo que ataque preferentemente a los carburos de Cr y Mo a fin de determinar la cantidad de carburos de cada uno de estos elementos y no solo un porcentaje general de carburos de Fe, Cr y Mo.

Bibliografía

1. Apraiz B.J. **“Fundiciones”**, 3° edición, Editorial Dossat S.A., Madrid España, pp. 1-13, 17-20, 71-74, 143-157, 1977.
2. D. R. Askeland, Pradeep P. Phulé, “Ciencia e Ingeniería de los Materiales”, Ed. Thomsom, 4a. ed., México, pp. 579-580, (2004)
3. Acosta E. M., Martínez M., López J., “El Tratamiento de los Hierros Nodulares en el Mejoramiento de los Materiales en la Industria Automotriz”, Instituto Mexicano del Transporte, Publicación Técnica No 148, pp.21 (2000).
4. John D. Verhoeven, “Metallurgy of Steel for Bladesmiths & Others who Heat Treat and Forge Steel”, pp. 171, 181 (2005).
5. Metals Handbook, *“Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys”*, Vol. 1, 10th edition, ASM, pp. 17-18, 65, 79-80 (1993).
6. Metals Handbook, *“Heat Treating”*, Vol. 4, 9th edition, ASM, pp. 1485-1494, 1503-1506 (1991).
7. B. V. Kovacs, “Heat Treating of Austempered Ductile Iron”, AFS Transactions, Vol. 99, pp. 281-286 (1991).
8. S. K. Putatunda, S. Kesani, R. Tackett, G. Lawes, “Development of Austenite Free ADI (Austempered Ductile Cast Iron)”, Materials Science and Engineering A, pp. 112–122 (2006).
9. Acosta E. M., Martínez M., López J., “El Tratamiento de los Hierros Nodulares en el Mejoramiento de los Materiales en la Industria Automotriz”, Instituto Mexicano del Transporte, Publicación Técnica No 148, pp.21 (2000).
10. John R. Keough, PE y Kathy L. Hayrynen, PhD “Carbide Austempered ductile iron (CADI)” 2000.

11. Laino Sebastián, Dommarco Ricardo C. y Sikora Jorge A. **“Desarrollo de Fundiciones Nodulares Austemperadas con Carburos (CADI): Trabajo Preliminar”**. Congreso de CONAMET/SAM Mar del Plata – Argentina. 2004.
12. Laino Sebastián, Dommarco Ricardo C. y Sikora Jorge A. **“Desarrollo de Fundiciones Nodulares Austemperadas con Carburos (CADI)”**, Congreso de CONAMET/SAM Mar del Plata – Argentina. 2005.
13. Caldera Martín, Rivera Graciela L., Boeri Roberto E. y Sikora Jorge. **“Características y disolución de carburos en fundiciones esferoidales aleadas de espesores variables”**, División Metalurgia INTEMA- Univ. Nacional de Mar de Plata- CONICET, Argentina. 2004.
14. Dommarco Ricardo C., Sikora Jorge A., **“Resistencia a la abrasión y al impacto de fundición CADI de composición hipoeutéctica”**, Asociación Argentina de Materiales (SAM). 2º Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales, Mar de Plata Argentina. Octubre 2008.
15. K. L. Hayrynen, J. R. Keough, “The Status of Austempered Cast Irons in 2007”, AFS Transactions, Vol. 116, pp. 747-757 (2008).
16. K. L. Hayrynen, J. R. Keough, “Wear Properties of Austempered Ductile Cast Irons”, AFS Transactions, Vol. 113, pp. 803-812 (2005).
17. J. R. Keough, Tim Dorn, K. L. Hayrynen and Vasko Popovski, “Agricultural Applications of Austempered Iron”, Metal Casting Design and Purchasing, pp. 28-31 (2009).
18. K. L. Hayrynen, K. R. Brandenburg, J. R. Keough, “Applications of Austempered Cast Irons”, AFS Transactions, Vol. 110 (2002).
19. C:\Users\Public\Documents\aplicacion de rodillos.htm. Rings Around The World. Gois Anillos dobles de Rodillos con Cierre Seguridad.

20. 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.
21. S.-C. Lee, C.-C. Lee, “The Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on Fracture Toughness of Bainitic Ductile Iron”, AFS Transactions, Vol. 96, pp. 827-838 (1988).
22. Jagadeesha Achary, Dev Venugopalan, “Microstructural Development and Austempering Kinetics of Ductile Iron During Thermomechanical Processing”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31A, pp. 2575-2585 (2000).
23. Catalán Calderón Jonathan, **“Fabricación de un Hierro Nodular con Fracción Controlada de Carburos”**, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2010.
24. Wu C.Z., Chen Y.J., Shih T.S., **“Phase Transformation in Austempered Ductile Iron by Microjet Impact”**, Department of Mechanical Engineering. Chung-Li, Taiwan. Materials Characterization, pp. 43-54. 2002.
25. M. Bahmani, R. Elliott, N. Varahram, “The Austempering Kinetics and Mechanical Properties of an Austempered Cu–Ni–Mo–Mn Alloyed Ductile Iron”, Journal of Materials Science, pp. 4783-4791 (1997).
26. By William D. Callister. Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales. Volumen 2. Ed. Reverte, pp. 508-510 (1996).
27. William F. Smith, **“Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales”**, editorial Mc Graw Hill, 4º edición, México, pp. 363-366, 430-434, 2006.
28. <https://docs.google.com/viewer?a=v&q=cache:nLCPtZN2UfEJ:asignatura.us.es/amatondon/imagenes/CAPITULO%25204%2520PROPIEDADES%2520MECANICAS.doc>

[+&hl=es-419&gl=mx&pid=bl&srcid=ADGEEESjEbdk9jIHfXDAEq2ix_h7Ax6Bt8ZgLfa3RkfXaTCttqVgahwGo2Tp-dq1T-SJ6-KLBupts-H0W4qYY9aPfEJjo-VEy1IZaX2cpbMdhCXinhJzm0mn3pC11GpLKSEYfN13Ch_eC&sig=AHIEtbRTBtGp p2dvbE01x3xMg4dq-6mk4g.](#)

29. Leyva Álvarez Jonathan Getziel, ***“Efecto de la temperatura y el tiempo de tratamiento isotérmico sobre la transformación ausferrítica de hierros CADI (hierro D120/90/02)”***, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2011.
30. Arano López Gabriela, ***“Fabricación de una pieza prototipo de hierro CADI para aplicaciones marinas”***, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2012.
31. A. García et al. “Comparing the tribological behaviour of austenitic steel subjected to diverse thermal treatments”, *Wear*, vol. 258, pp.203-207, 2005.
32. www.appliedprocess.com. 07/04/2013.
33. <http://www2.ing.puc.cl/~icm2312/apuntes/materiales/materials6-1.html>. 07/04/2013.
34. <http://www.slideshare.net/sena181309/dureza>. 07/04/2013.

ANEXO 1

1. Fabricación de la pieza prototipo.³⁰

1.1 Fabricación de la placa modelo

La fabricación de la placa modelo, se basó en las medidas de la pieza original de acero aleado, material con el que se fabricó originalmente esta pieza. La figura 1.1 ilustra el esquema y las dimensiones de la pieza original.

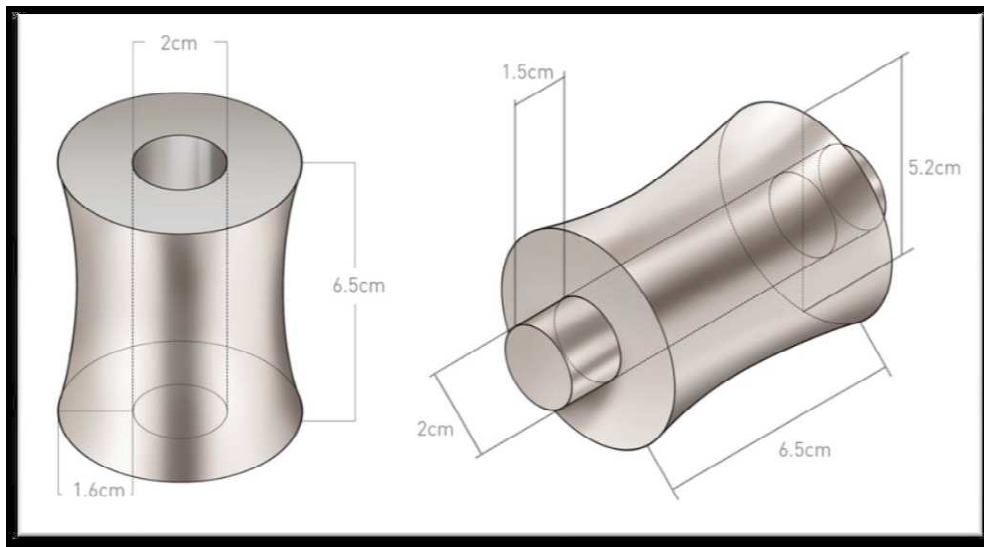


Figura 1.1 Dimensiones del rodillo para cáncamo de red de pesca.

Se elaboró un modelo bipartido con línea de partición simétrica y cada una de las mitades del modelo, se fijaron sobre una placa de madera para posteriormente hacer la impresión de cada una de éstas sobre una base de silicón.

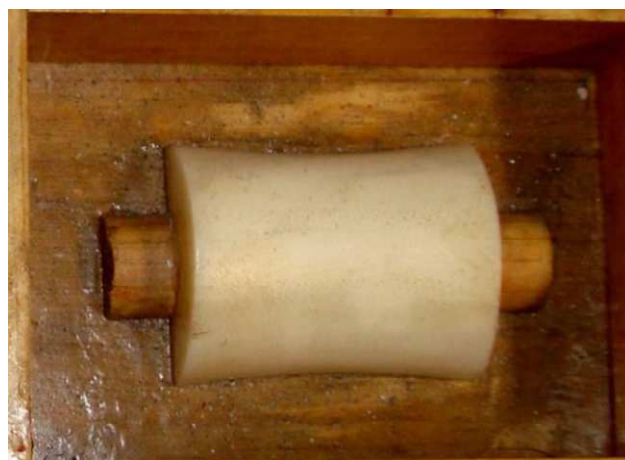


Figura 1.2 Mitad de la pieza fijada sobre una placa de madera para hacer la base del molde para la resina.

Se obtuvieron 8 mitades de la pieza, es decir 4 rodillos de resina que se usaron para la elaboración de la placa modelo de fundición

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



a)

b)

Figura 1.3 Placa modelo a) lado superior y b) lado inferior.

El sistema de colada integrado a la placa modelo para la pieza se muestra en la figura 1.4

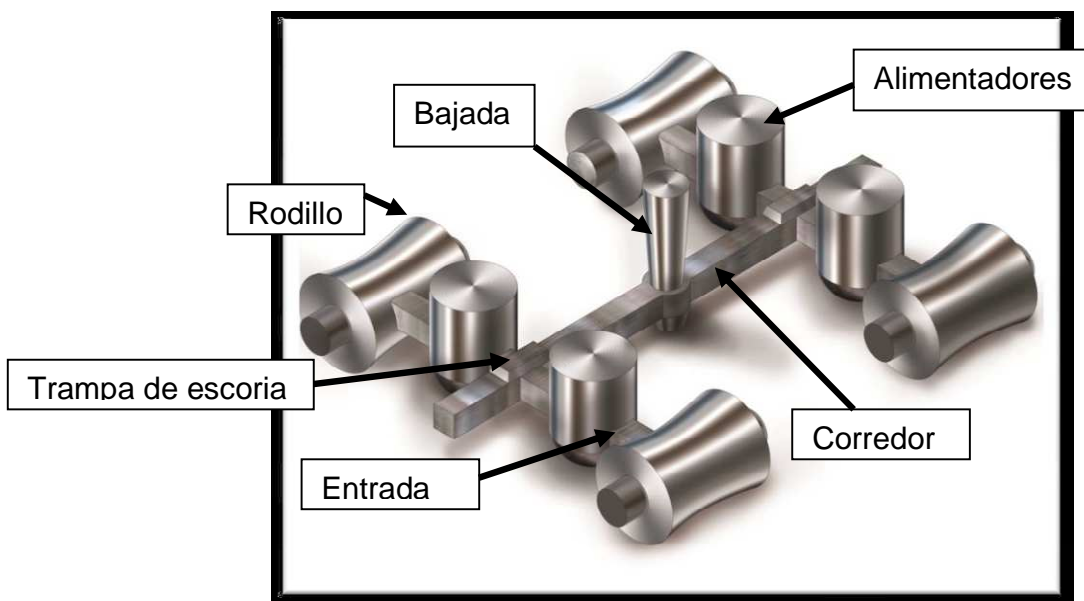


Figura 1.4 Sistema de colada

1.2 Moldeo en verde

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

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

1.3 Técnica de fusión

El Hierro Nodular con Carburos (CDI) fue fabricado considerando lo siguiente:

Se tomó como base un hierro clase 120-90-02 al cual se le modificó en su composición química. La composición química del hierro nodular clase 120-90-02 se muestra en la tabla 1.1

Tabla 1.1 Composición química promedio de un hierro nodular clase 120-90-02

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

La composición química del hierro nodular 120-90-02 modificado en su composición química para la obtención de hierro nodular con carburos se muestra en la tabla 4.2 del capítulo 4.

1.4 Materia prima

La materia prima de ajuste fueron las siguientes:

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

1.5 Condiciones de fusión

Las condiciones de fusión fueron:

- 1) Base de cálculo fue de 90 Kg.

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

El hierro fue vaciado a la temperatura de 1490 °C en moldes de arena en verde.



Figura 1.5 Pieza prototipo fabricada con hierro dúctil con carburos.

ANEXO 2

Resultados numéricos de pérdida de peso para el ensayo de desgaste, utilizados para realizar los gráficos 4.1 y 4.2.

a) Rodillo para cáncamo de red de pesca fabricado con acero aleado con tratamiento térmico de temple-revenido.

Tabla 2.1 Pérdida de peso de la probeta de desgaste con respecto al tiempo transcurrido.

| Peso (g) | Pérdida de peso (g) | Tiempo (min) |
|----------|---------------------|--------------|
| 5.2591 | 0 | 0 |
| 5.2387 | 0.0204 | 15 |
| 5.221 | 0.0381 | 30 |
| 5.1954 | 0.0637 | 45 |
| 5.176 | 0.0831 | 60 |
| 5.1558 | 0.1033 | 75 |
| 5.132 | 0.1271 | 90 |
| 5.1089 | 0.1502 | 105 |
| 5.091 | 0.1681 | 120 |
| 5.0717 | 0.1874 | 135 |
| 5.0385 | 0.2206 | 150 |
| 5.002 | 0.2571 | 165 |
| 4.9757 | 0.2834 | 180 |
| 4.955 | 0.3041 | 195 |
| 4.9324 | 0.3267 | 210 |
| 4.9094 | 0.3497 | 225 |
| 4.8859 | 0.3732 | 240 |
| 4.8645 | 0.3946 | 255 |
| 4.8441 | 0.415 | 270 |
| 4.8182 | 0.4409 | 285 |
| 4.7979 | 0.4612 | 300 |
| 4.7779 | 0.4812 | 315 |
| 4.751 | 0.5081 | 330 |
| 4.7254 | 0.5337 | 345 |
| 4.7078 | 0.5513 | 360 |
| 4.6886 | 0.5705 | 375 |
| 4.6645 | 0.5946 | 390 |
| 4.6438 | 0.6153 | 405 |
| 4.6194 | 0.6397 | 420 |
| 4.5779 | 0.6812 | 435 |
| 4.5537 | 0.7054 | 450 |

| | | |
|--------|--------|-----|
| 4.5285 | 0.7306 | 465 |
| 4.5051 | 0.754 | 480 |
| 4.4815 | 0.7776 | 495 |
| 4.4623 | 0.7968 | 510 |
| 4.4421 | 0.817 | 525 |
| 4.4037 | 0.8554 | 540 |

b) Pieza prototipo fabricada con hierro CADI

Tabla 2.2 Pérdida de peso de la probeta de desgaste con respecto al tiempo transcurrido.

| Peso (g) | Pérdida de peso (g) | Tiempo (min) |
|-----------------|----------------------------|---------------------|
| 4.9035 | 0 | 0 |
| 4.8932 | 0.0103 | 15 |
| 4.8868 | 0.0167 | 30 |
| 4.8814 | 0.0221 | 45 |
| 4.8756 | 0.0279 | 60 |
| 4.8709 | 0.0326 | 75 |
| 4.8645 | 0.039 | 90 |
| 4.8568 | 0.0467 | 105 |
| 4.8528 | 0.0507 | 120 |
| 4.8482 | 0.0553 | 143 |
| 4.8361 | 0.0674 | 180 |
| 4.8249 | 0.0786 | 210 |
| 4.8154 | 0.0881 | 240 |
| 4.8047 | 0.0988 | 270 |
| 4.7941 | 0.1094 | 300 |
| 4.7895 | 0.114 | 330 |
| 4.7781 | 0.1254 | 360 |
| 4.7638 | 0.1397 | 390 |
| 4.7537 | 0.1498 | 420 |
| 4.745 | 0.1585 | 450 |
| 4.7411 | 0.1624 | 480 |