

Instituto Superior Minero Metalúrgico  
"Dr. Antonio Núñez Jiménez"  
Facultad de Metalurgia y Electromecánica  
Departamento de Metalurgia y Materiales

# TRABAJO DE DIPLOMA

*Fabricación de bolas para molinos, por fundición de hierro aleado, Ni-Hard*

EN OPCIÓN AL TÍTULO DE INGENIERA EN METALURGIA Y MATERIALES

*Autora: Yuliet Ramos Cancañón*

*Tutores: Prof. Asist. María V. Rojas Fernández, Ms. C*

*Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr. C*

*Ing. Ernesto Mena Pérez*

*Moa, 2017.*

## DECLARACIÓN DE AUTORIDAD

Yo: Yuliet Ramos Cancañón autora del Trabajo de Diploma Fabricación por fundición de bolas para molinos en aleación de hierro aleado, Ni-Hard declaro la propiedad intelectual al servicio del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez” para que disponga de su uso cuando considere conveniente.

---

Diplomante: Yuliet Ramos Cancañón.

---

Tutora. Ms.C. María V. Rojas Fernández.

---

Tutor. Dr.C. Tomás Fernández Columbié.

---

Tutor. Ing. Ernesto Mena Pérez.

## *Dedicatoria*

*A: Fidel Castro Ruz por dedicar toda su vida a la educación de este pueblo y del mundo.*

*A mi madre Yulexy Cancañón Montalvo y mi padrastro Glauber Gresesqui Medina por esforzarse cada día para darme la mejor educación y hacer de mí una mejor persona.*

*A mis abuelos Sofía Montalvo Espejo y Gelacio Cancañón Anache quienes me han sabido inculcar principios y valores que son necesarios para ser mejor cada día.*

*A mis tíos Diorvis Cancañón Montalvo, Yamilet Cancañón Montalvo, Dionnis Cancañón Montalvo y Alberto Cancañón Montalvo, los cuales han estado presente y me han brindado su ayuda y apoyo incondicionalmente para lograr este sueño.*

*A mi prima Sheila Cancañón Pití, para que me vea como un ejemplo a seguir.*

*A mi esposo Ernesto Mena Pérez que tanto apoyo me supo brindar en los momentos difíciles.*

*A mis suegros Guillermo Mena Leyva y Mayda Pérez Rivera por su apoyo incondicional.*

*A todos mis compañeros de aula.*

*A todos los que confiaron en mí.*

## *Agradecimientos*

*A mis padres por su apoyo y confianza en toda esta etapa.*

*A mi esposo Ernesto Mena Pérez por darme tantos momentos felices con su amor, ternura, comprensión y mucha paciencia.*

*A toda mi familia y en especial a mis abuelos y mis tíos que contribuyeron en gran medida para que mi sueño se hiciera realidad.*

*A todos mis compañeros de aula y en especial (Rosalía Rodríguez, Jorge Figueredo y César Cárdenas) los que considero verdaderos amigos que nunca olvidaré.*

*A todos los profesores del Departamento de Metalurgia que contribuyeron en mi formación profesional.*

*A mis tutores María Victoria Rojas Fernández y Ernesto Mena Pérez por su gran esfuerzo, paciencia y dedicación.*

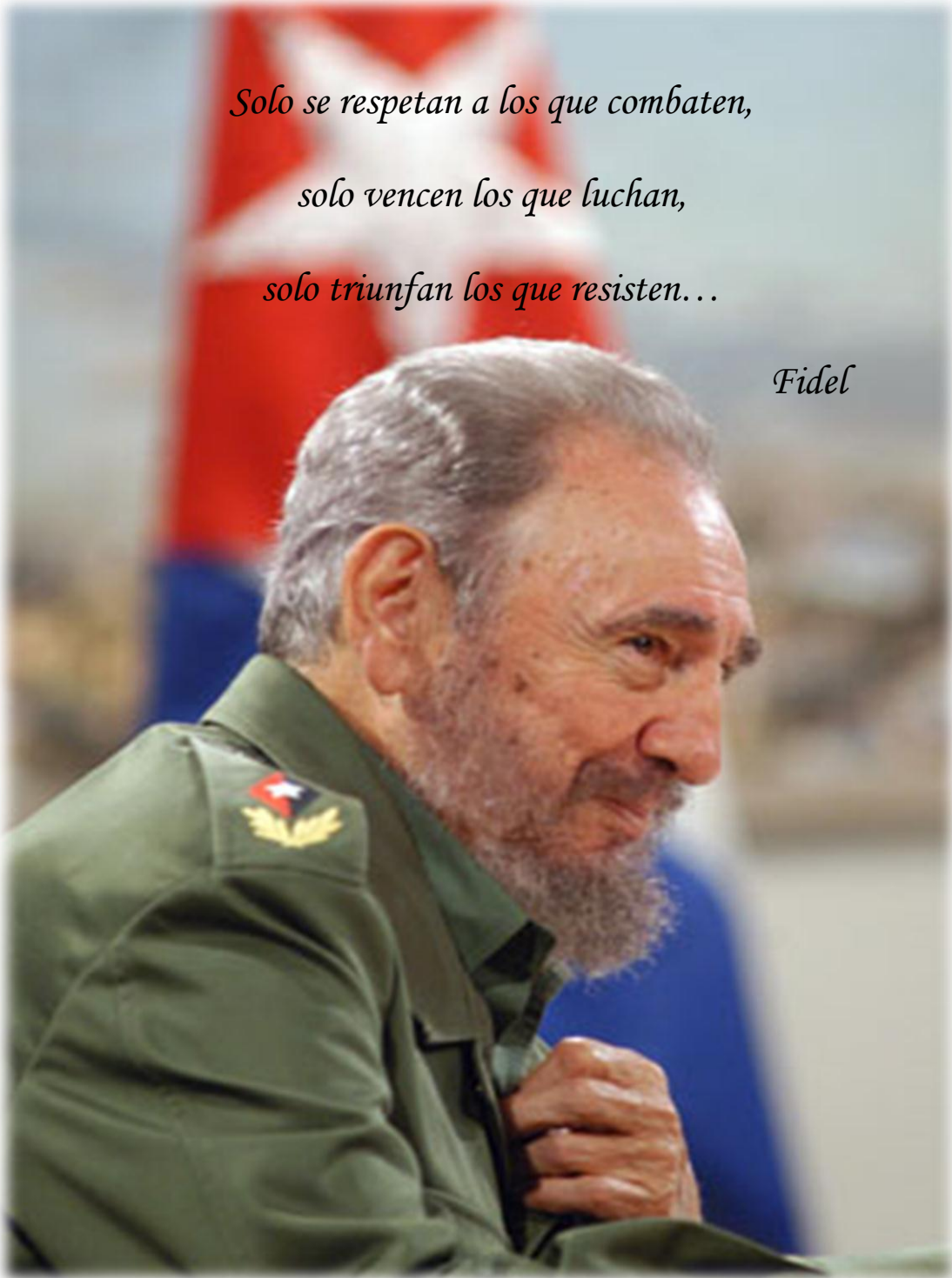
*Y en especial al profesor Tomás Fernández Columbié a quien le debo en gran medida la realización de este trabajo.*

*“A cada uno de ustedes vaya mi más sincero agradecimiento”.*

*Frase*

*Solo se respetan a los que combaten,  
solo vencen los que luchan,  
solo triunfan los que resisten...*

*Fidel*



## Resumen

El trabajo tiene como objetivo determinar el comportamiento de la fundición blanca Clase I tipo C Ni-Hard que se elabora en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche” para ser empleada en las bolas utilizadas en los molinos para la Industria Cubana del Cemento, por su elevada dureza ante el desgaste abrasivo. Se realizó el proceso de fundición en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, donde la carga seleccionada fue a partir de ferrocromo, chatarra, Sinter de níquel, carbón antracita y palanquilla; y se analizaron tres muestras obtenidas del proceso de fundición. En el análisis microestructural se determinó que las morfologías presentes en las mismas eran el carburo eutéctico del tipo  $Cr_7C_3$  y la presencia de martensita, microconstituyentes que presentan elevada dureza, así como la presencia de austenita dendrítica y austenita retenida, que le infieren a la fundición una alta resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque. Se determinó a través de los perfiles de dureza que los mismos son de 53 HRC, estos están entre los parámetros establecidos por las normas ASTM A 532 y caracteriza la fundición como clase I tipo C y estas propiedades establecidas permiten plantear que la fundición blanca Ni-Hard tipo 3 puede ser empleada en bolas para la industria cementera. Se establece el análisis económico, así como el impacto medio ambiental del proceso de fundición.

Palabras clave: bolas, cemento, dureza, fundición

## Abstract

The objective of this work is to determine the behavior of the C Ni-Hard Class I white foundry, which is made in the company "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche" to be used in the balls used in the mills for the Cuban Cement Industry, for its high hardness against abrasive wear. The casting process was carried out in an induction furnace with high frequency crucible, where the selected load was from ferrochrome, scrap, nickel sinter, anthracite coal and billet; And three samples obtained from the casting process were analyzed. In the microstructural analysis it was determined that the morphologies present in them were Crutite type Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> eutectic and the presence of martensite, microconstituents with high hardness, as well as the presence of dendritic austenite and retained austenite, High resistance to abrasive wear without being subjected to high shock requirements. It was determined through the hardness profiles that they are 53 HRC, these are among the parameters established by the standards ASTM A 532 and characterizes the casting as class I type C and these established properties allow to pose that the white Ni- Hard type 3 can be used in balls for the cement industry. It establishes the economic analysis as well as the environmental impact of the casting process.

Key words: balls, cement, hardness, foundry

ÍNDICE	“Pág”
Introducción .....	1
<b>CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO</b> .....	<b>4</b>
1.1. Introducción .....	4
1. 2. Clasificación de los hierros fundidos .....	4
1.2.1. Teoría de los procesos de fundición .....	6
1.2.3. Solidificación de las piezas fundidas .....	8
1.3. Hierros de elevada aleación.....	9
1.3.1. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido .....	10
1.3.2. Hierros aleados al cromo.....	11
1.4. Fabricación de bolas para molinos de cemento .....	12
1.4.1. Proceso de fabricación de bolas de hierro.....	13
1.4.2. Defectos del proceso de fabricación de bolas de hierro.....	15
1.5. Tratamiento térmico de la fundición blanca.....	16
1.5.1. Microestructura de la fundición blanca .....	17
1.6. Conclusiones del capítulo .....	18
<b>CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS</b> .....	<b>19</b>
2.1. Introducción .....	19
2.2. Composición química de la aleación.....	19
2.3. Tecnología de obtención de bolas a partir de la aleación de hierro aleado (Ni-Hard).....	20
2.4. Tecnología de fundición de la aleación .....	20
2.4.1. Parámetros del cálculo para la obtención de piezas por fundición.....	21
2.4.2. Cálculos de los espesores mínimos de pared.....	21
2.4.3. Determinación de la posición de la pieza en las cajas de moldeo.....	22
2.4.4. Análisis de la contracción de fundición .....	23
2.4.5. Cálculo del rechupe específico.....	23
2.4.6. Cálculo y diseño de las mazarotas .....	23
2.4.7. Cálculo del sistema de alimentación.....	26
2.4.8. Cálculo de la duración del vertido.....	26
2.4.9. Cálculo de la velocidad específica.....	27
2.4.10. Cálculo de las áreas del sistema de alimentación .....	28
2.4.11. Determinación de las dimensiones de las cajas de moldeo .....	28
2.4.12. Determinación de la temperatura de vertido .....	28
2.5. Cálculo del carbono equivalente .....	29
2.5.1. Carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo .....	30
2.5.2. Contenido de carbono y silicio en la fundición .....	30



2.5.3. Control del índice de saturación .....	31
2.5.4. Composición en las interfases.....	31
2.6. Horno de inducción utilizado para la fundición .....	33
2.6.1. Fusión en el horno de inducción.....	33
2.7. Obtención de las probetas .....	34
2.8. Preparación metalográfica .....	35
2.8.1. Corte de las muestras .....	35
2.8.2. Desbaste y pulido.....	36
2.8.3. Ataque químico .....	36
2.8.4. Microestructura patrón de la fundición blanca Ni-Hard .....	37
2.9. Ensayos de dureza .....	38
2.10. Conclusiones del capítulo .....	39
<b>CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....</b>	<b>40</b>
3.1. Introducción .....	40
3.2. Resultados de la composición química de la aleación fundida.....	40
3.2.1. Cálculo de Carga para el horno de Inducción.....	41
3.2.2. Determinación de los espesores mínimos para lograr la fundición .....	41
3.2.3. Determinación de la contracción de fundición.....	41
3.2.4. Determinación del rechupe específico .....	42
3.2.5. Determinación de las dimensiones de la mazarota.....	42
3.2.6. Determinación del número de mazarotas .....	43
3.2.7. Determinación del sistema de alimentación.....	43
3.2.8. Cálculo de las áreas del sistema de alimentación .....	44
3.2.9. Diámetro superior del tragadero .....	46
3.3. Cálculo del carbono equivalente .....	46
3.3.1. Determinación del carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo.....	47
3.3.2. Determinación de carbono y silicio en la fundición .....	47
3.4. Análisis del comportamiento microestructural de las muestras .....	52
3.5. Análisis de la dureza HB.....	54
3.6. Análisis económico .....	54
3.7. Impacto ambiental.....	57
3.8. Conclusiones del capítulo .....	57
Conclusiones generales.....	58
Recomendaciones .....	59
Bibliografía	

## Introducción

El desarrollo de un país está determinado por los avances que experimente en el desarrollo de los procesos metalúrgicos para el crecimiento de su economía, de ahí que desde la antigüedad el hombre haya venido desarrollando esta rama de la ingeniería para obtener las variadas y complejas herramientas para ser posible la vida en la sociedad, esto por técnicas de ensayo y error, donde muchas veces los resultados eran cuestiones de accidentes o de imaginación ingeniosa, recogiendo los resultados sin poder explicar la ciencia que le daba origen a sus hallazgos, pero satisfaciendo las necesidades del momento, con el pasar del tiempo las necesidades humanas en la sociedad ha ido de aumento en aumento y cada vez más rigurosa de satisfacer en toda las esferas de la sociedad, tanto así que, la vida de cualquier país no sería posible si no se desarrollan las industrias que hacen posible la construcción de materiales para garantizar la continuidad de la vida humana sobre la tierra.

Nuestro país también demanda muchos de estos productos internacionales para nuestro consumo nacional, para lograr un desarrollo próspero y sostenible, pero también cuenta con una producción nacional de muchos metales y diferentes piezas. Nuestra sociedad crece y con ella la necesidad de utilizar varios materiales como lo es el cemento. Es por ello que las empresas encargadas de esta importante tarea demandan constantemente piezas con mayor calidad, para brindar con su cemento seguridad en nuestras vidas. Este es uno de los retos que tiene la Empresa Mecánica del Níquel (EMNI), en la UEB de Fundición quien se encarga de satisfacer la necesidad de piezas para la industria cubana del níquel y otras empresas en las que se encuentra la Industria Cubana del Cemento. Estas productoras de cemento tienen en común la utilización de los molinos de bolas, equipos muy eficientes pero que necesitan una cantidad de bolas con determinadas características.

**Situación problemática:** Necesidad de estudio de una aleación que garantice y mejore la productividad y rendimiento de las bolas ya existentes por la gran demanda de las mismas a la industria, la cual no se está garantizando por el bajo rendimiento en el molde y el proceso de acabado de la misma (corte). Aleación propuesta fundición blanca del tipo Ni-Hard clase I tipo C.

## **Problema**

Los estudios relacionados con el proceso de fundición de una aleación blanca del tipo Ni-Hard para ser empleada en la fabricación de bolas para molinos de Clinker, donde se determine sus propiedades metalúrgicas de colada, su microestructura y su dureza, aún es insuficiente.

Como **objeto de estudio** de la investigación: fundición blanca del tipo Ni-Hard clase I tipo C.

Delimitándose como **campo de acción**: propiedades metalúrgicas durante el proceso de colada de la fundición blanca, microestructura y dureza de la aleación.

A partir de todo lo planteado se establece la siguiente **hipótesis**:

A partir de diferentes materiales de carga como palanquilla, arrabio, ferrocromo, ferroníquel, carbón antracita, ferrosilicio y ferromolibdeno donde se considere una temperatura de 1 400 °C, se puede obtener una fundición blanca del tipo Ni-Hard clase I tipo C, caracterizarla microestructuralmente, determinar su dureza y pueda ser empleada para bolas de molino de Clinker.

Para dar solución a la problemática referida se plantea como **objetivo general**: establecer el procedimiento tecnológico del proceso obtención de una fundición blanca del tipo Ni-Hard clase I tipo C para ser empleada como bolas de molino de Clinker, así como su comportamiento microestructural y su dureza.

A partir de este objetivo general, se generan los **objetivos específicos**:

1. Definir las características fundamentales que presentan las fundiciones blancas del tipo Ni-Hard clase I tipo C para ser empleada como elementos trituradores de Clinker, así como su comportamiento microestructural y la dureza de las mismas luego del proceso de fundición.
2. Establecer el procedimiento metodológico que permita la obtención de la fundición blanca del tipo Ni-Hard clase I tipo C, así como la caracterización microestructural y la dureza de la misma luego de obtenida.
3. Fundamentar el proceso tecnológico de obtención de la fundición blanca, así como las variaciones metalúrgicas y la dureza en correspondencia con el empleo de las mismas

en bolas de molino para la trituración del Clinker.

Para dar cumplimiento a los objetivos propuestos se plantean las siguientes **tareas** de la investigación.

1. Establecimiento del estado del arte y teorías relacionadas con el proceso de fundición.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de resultados y obtención de las regularidades metalúrgicas del comportamiento microestructural y del análisis de dureza de la fundición blanca Ni-Hard clase I tipo C, obtenida por proceso de fundición.
4. Fundamentación del proceso metalúrgico físico que conduce a la determinación de las propiedades física – metalúrgica de la fundición blanca Ni-Hard clase I tipo C, obtenida por proceso de fundición para ser empleada en molino de cemento.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de fundición.

# **CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO**

## **1.1. Introducción**

Un hierro fundido aleado es aquel que contiene elementos especiales añadidos en suficiente cantidad para producir una modificación en las propiedades físicas o mecánicas que se puedan medir. Los elementos de aleación se añaden al hierro fundido para fines especiales, tales como resistencia a la corrosión, al calor o al desgaste y para mejorar las propiedades mecánicas. La mayoría de los elementos de aleación en el hierro fundido aceleran o retardan la grafitización, lo cual es una de las razones importantes para la aleación.

El capítulo tiene como objetivo realizar la búsqueda bibliográfica relacionada con el proceso de obtención de las fundiciones blancas del tipo Ni-Hard clase I tipo C, que se emplean en los molinos de cemento, así como las características que deben presentar las mismas.

## **1. 2. Clasificación de los hierros fundidos**

Según Vestislka (1981) se han encontrado en Japón y en China hierros fundidos pertenecientes a los primeros siglos de la era cristiana. También existen evidencias ciertas de obras escultóricas romanas de la misma época fabricadas de hierro fundido. En 1939 se publicaron datos de composición química y fotografías de la microestructura de una fundición china hecha en el período entre los años 500 – 1100 de nuestra era. Esta pertenecía a un panel existente en una pagoda próxima a Nanking la cual se piensa fue edificada en el año de 1093. La estructura observada era la típica de un hierro fundido blanco hipoeutectoide.

De acuerdo con los criterios de este mismo autor (Vestislka, 1981), esas primeras fundiciones fueron hechas probablemente con la reducción del hierro a través de carbón vegetal en pequeños hornos de crisol o de pozo. Este tipo de horno comenzó a asumir su forma actual en Europa en el siglo XIV. Los cañones y las balas de cañón fueron los primeros productos elaborados de hierro fundido. Ya en el siglo XVI en Inglaterra se manufacturaron una considerable cantidad de piezas de artillería pesada.

Plantean Goyos *et al.* (1991), que el hierro fundido se volvió provechoso para los propósitos ingenieriles y domésticos después del desarrollo del horno de cubilote entre los siglos XVIII y XIX. Según la referencia, el primer horno de cubilote fue patentado en el año 1794. En la

misma publicación se plantea que en Estados Unidos de Norteamérica el primer cubilote comenzó a funcionar en el año 1820. Udim *et al.* (1954) por otro lado señala el año 1947, como el del desarrollo del hierro nodular.

Entre los autores consultados en relación a la fundición y en los que se encuentra Titov (1981), definen a los hierros fundidos como aleaciones de hierro carbono en los cuales el contenido de este elemento, varía teóricamente entre 2,1 a 6,7 %; aunque en la práctica estos porcentajes se limitan en la mayoría de los casos entre 2,7 y 3,7%. Algunos autores difieren de este criterio generalizado como son los casos de Sídney Avner que sitúa el contenido de carbono para los hierros fundidos comerciales entre 2,5 y 4 %.

Por otra parte Enríquez *et al.*(1986) establece que los hierros comerciales se encuentran entre un 2 y un 4% y que los elementos que siempre se encuentran presentes en los hierros fundidos son el carbono como elemento fundamental, manganeso, silicio, fósforo y azufre; aunque en algunos casos podemos encontrarlos: níquel, cobre, cromo y que estas aleaciones difieren de los aceros en cuanto a su mayor contenido de carbono, en su estructura pueden aparecer ledeburita, grafito, perlita, ferrita, presentan menor punto de fusión lo que provoca mayor fluidez, la poca capacidad de deformación plástica, que es prácticamente nula y el mayor contenido de silicio, manganeso, fósforo, azufre.

Según el método de obtención de los hierros fundidos y atendiendo al estado o forma del grafito de acuerdo con los criterios de Guliaev (1978) y Handbook (1981), existen las fundiciones blancas, denominada así, porque en ellas, todo el carbono se va a encontrar combinado con el hierro. Las estructuras que presentan son de perlita, cementita y ledeburita y reciben este nombre debido a que en ellas, la zona fracturada presenta un color blanquecino caracterizándose además por su elevada dureza, fragilidad, su baja maquinabilidad y su elevada resistencia al desgaste.

La fundición blanca se produce en el horno de cubilote (Catalina *et al.*, 2000), su composición y rapidez de solidificación separa coladas que se transformarán con tratamiento térmico en hierro maleable. La fundición blanca también se utiliza en aplicaciones donde se necesita buena resistencia al desgaste tal como en las trituradoras y en los molinos de rodillos.

De acuerdo con Salcines (2001), las fundiciones blancas se forman al enfriar rápidamente la fundición de hierro desde el estado líquido, siguiendo el diagrama hierro-cementita metaestable; durante el enfriamiento, la austenita solidifica a partir de la aleación fundida en forma de dendritas. A los 1130°C el líquido alcanza la composición eutéctica (4,3%C) y se solidifica como un eutéctico de austenita y cementita llamado ledeburita. Este eutéctico aparece en su mayor parte como cementita blanca que rodea las dendritas de forma de helecho.

### 1.2.1. Teoría de los procesos de fundición

La fundición es el procedimiento más antiguo para dar forma a los metales. Fundamentalmente radica en fundir y colar metal líquido en un molde de la forma y tamaño deseado para que allí solidifique. Al penetrar el metal líquido en el molde comienza el proceso de transferencia de calor que provoca en tiempo la solidificación del metal. Para los aceros en comparación con la fundición de hierros, poseen menor fluidez y exige una temperatura más alta para su vertido en los moldes, lo que provoca que se experimente una mayor contracción 2% y mayores defectos en las piezas fundidas (Capello, 1980).

La obtención de piezas de acero sin defectos depende decisivamente de la construcción correcta de la pieza a moldear, es decir, de que no surjan acumulaciones locales del metal y existan pasos suaves de una sección a otra de un correcto cálculo de los sistema de alimentación que permita el llenado de metal en el molde de una forma suave y sin turbulencia para evitar acumulaciones y absorciones de gases en el mismo, de propiedades específicas en los materiales de moldeo que garanticen la solidificación del metal en el mismo y de la composición química del metal que se quiera obtener (Capello, 1980).

Pudiéndose resumir las siguientes propiedades tecnológicas más importantes para efectuar la fundición como la fluidez, la contracción (volumétrica y lineal), la disposición de la aleación, la segregación, a la creación de grietas calientes, a la absorción de gases y creación de porosidades de gas (Malishev, 1975)

Dentro de las propiedades que deben reunir las fundiciones se encuentran las siguientes:

- **Fluidez:** propiedad de los metales y aleaciones en estado fundido de llenar la cavidad del

molde y reproducir con exactitud los contornos de la cavidad del molde. Una buena fluidez de la aleación asegura la obtención de piezas compactas de elevada calidad, la disminución de sopladuras de gas y cavidades de contracción, del llenado incompleto etc. La capacidad del metal o la aleación de llenar la cavidad del molde depende de sus propiedades físicas: la viscosidad y la tensión superficial. Además, ejerce influencia sobre la fluidez el contenido de impurezas en el metal o la aleación, la disposición a la oxidación y la extracción del calor del molde de fundición.

- **Contracción:** propiedad de los metales y aleaciones de reducir su volumen durante la solidificación y enfriamiento. Se acostumbra diferenciar las contracciones lineal y volumétrica las cuales no se expresan en valores absolutos, sino en relativos.

Donde la contracción lineal comienza con cierta anterioridad, después de crearse un esqueleto bastante resistente de cristales que tienen contacto mutuo, capaz de resistir la presión de la aleación líquida, por consiguiente, la temperatura del inicio de la contracción lineal será la temperatura que se halla entre el líquido y el sólido.

La contracción volumétrica o de fundición se llama a la diferencia entre las dimensiones lineales del modelo y la pieza, esta contracción se diferencia de la contracción lineal por el hecho de que la primera depende no sólo de las propiedades y el estado del metal y la aleación, sino también de la estructura de la pieza, la estructura del molde y algunos otros factores. (Malishev, 1975; Salcines, 1985).

- **Porosidades de contracción:** acumulación de pequeñas oquedades (poros) de forma irregular, los cuales se formaron en la pieza como resultado de la contracción volumétrica al no haber afluencia de metal líquido. (Malishev, 1975; Salcines, 1985).

- **Segregación:** heterogeneidad de la composición química de la aleación en diferentes partes de la pieza fundida, surge en el proceso de solidificación de la pieza, como resultado de la distinta solubilidad de los diversos componentes de la aleación en sus fases sólida y líquida. La segregación provoca la heterogeneidad de las propiedades mecánicas en las distintas partes de la pieza, pudiendo provocar la ruptura de las piezas durante su explotación (Malishev, 1975).



### 1.2.3. Solidificación de las piezas fundidas

Al penetrar el metal en el molde comienza el proceso de transferencia de calor que provoca el proceso de solidificación del metal. Este proceso de transferencia se efectúa a régimen estacionario, es decir; que el gradiente de temperatura y las propiedades termofísicas del metal cambian continuamente en el tiempo.

Para el tecnólogo de fundición es muy importante conocer cómo progresa la solidificación y cuál es su secuencia dentro de la pieza, porque esa información le ayuda a diseñar adecuadamente tanto las mazarotas como el sistema de entradas al molde, lo que permite obtener productos sanos y libres de rechupes (Belay, 1970).

Plantean (Fisher, 1986 y Belay, 1970), que el tecnólogo debe conocer que la distribución térmica en una pieza varía en función de la distancia de un sumidero de calor como lo son los enfriadores y las paredes del molde; así como también, a partir de fuentes de generación de calor como suplementos, materiales exotérmicos y mazarotas.

Al mismo tiempo, debe saber cómo lograr una solidificación direccional y/o progresiva, para la eliminación de cavidades y rechupes en las zonas críticas de una pieza, consideran además que la transferencia de calor tiene una íntima relación con la geometría de la pieza y con las propiedades tanto del metal o de la aleación y del molde.

(Guliáev, 1978): Plantea que la velocidad de todo el proceso de enfriamiento está determinada cuantitativamente por dos magnitudes:

1. La velocidad de formación de los centros de cristalización.
2. La velocidad de crecimiento de los cristales.

Guliáev (1978), plantea además que el número de centros de cristalización (n.c) y la velocidad de crecimiento de los cristales (v.c), están determinados por el grado de subenfriamiento. Si los grados de subenfriamiento son pequeños se forman cristales grandes poco numerosos, cuando los valores de la velocidad de crecimiento de los cristales son grandes y el número de los centros de cristalización es pequeño. Cuando los valores de la velocidad de crecimiento de los cristales son pequeños y los números de centros de cristalización grandes, hay gran subenfriamiento, se forma un gran número de cristales pequeños.

### 1.3. Hierros de elevada aleación

Criterios de algunos autores en los que se encuentran Walton (1981); Petty (1968) y la ASTM A 532, clasifican a los hierros de elevada aleación como un grupo independiente de aleaciones de hierro fundido, las propiedades dependen directamente de la influencia de los elementos de aleación. En ellos, el contenido de aleación está muy por encima del 4% y consecuentemente no pueden ser producidos por aleación en cuchara, como el resto de las aleaciones conocidas. Ellos usualmente son producidos en fundiciones con equipamiento especializado.

Los elementos como el cobre y el níquel tienen un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica (Petty, 1968); , aunque se pudo contactar por otra parte que Key to Steel (2000), señalan que durante la transformación eutectoide dificultan la difusión del carbono promoviendo la formación de carbono combinado; mientras otros elementos como el cromo y el molibdeno son formadores de carburos y aumentan su estabilidad, donde el manganeso favorece la formación de carbono combinado, además de tener una afinidad especial con el azufre, lo cual le proporciona una aplicación insustituible.

Otro efecto de estos elementos es conducir el proceso de solidificación según los mecanismos de transformación de la austenita en perlita, bainita o martensita y de ahí la formación de diferentes microestructuras.

En los trabajos de Petty (1968) y en (Key to Steel, 2000), se pudo contactar que los mismos señalan que, entre los hierros de elevada aleación se destacan:

- Los hierros aleados con níquel: los cuales deben ser templados para ser usados en aplicaciones donde predomine el desgaste abrasivo. Su matriz es austenítica. Un material típico de este grupo es el Ni-Resist resistente a la corrosión y al calor.
- Los hierros aleados con cromo: presentan elevada dureza y resistencia al desgaste abrasivo. Este tipo de hierro aleado es muy poco maquinable.
- Aleados con cromo y níquel: entre este tipo de hierros se destaca el Ni-Hard, el cual presenta una matriz martensítica con carburos del tipo  $(Fe, Cr)_3C$ , con durezas elevadas, pero con una maquinabilidad muy limitada.

- Aleados con molibdeno: el molibdeno es el endurecedor más efectivo del hierro fundido. Se emplean niveles de 1% generalmente y provoca la formación de estructuras aciculares con una elevada dureza, lo cual limita considerablemente su maquinabilidad.

Estos hierros fundidos ya no resultan tan baratos como el hierro gris no aleado y también presentan menor colabilidad y maquinabilidad que éste.

### **1.3.1. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido**

Los elementos de aleación modifican la microestructura de las fundiciones y con ello su dureza y resistencia, estando en ocasiones estos cambios influenciados, además, por una variación de la templabilidad. Los elementos de aleación modifican también la situación de los puntos críticos y además ejercen una acción muy importante y compleja de la grafitización. La influencia de los elementos de aleación está relacionada fundamentalmente con el control de la transformación de la austenita.

El carbono es sin lugar a dudas, después del hierro, el elemento más importante; se le puede encontrar combinado con el hierro (carbono combinado) en forma de carburo (o cementita con 6,67 % C) o en el estado libre de grafito (carbono libre o grafitico).

En realidad el proceso de solidificación del hierro fundido es un proceso muy complicado, como puntualiza De Velde (2000) pues aún después de un período superior a 100 años, quedan algunos aspectos sin explicación sobre el doble diagrama Fe-C, no por la existencia de un doble sistema, ni porque las aleaciones con un muy alto contenido de carbono no pueden ser explicadas por este sistema, sino por la variedad de diagramas de que se dispone. Otro aspecto que debilita los diagramas actuales es la formación de carburos a una temperatura tan baja como 1080 °C, cuando se alea con elementos como el silicio, el cual solo se disuelve en la austenita sin intervenir en la composición de los carburos.

El manganeso y el níquel ensanchan el campo austenítico al rebajar las temperaturas  $\alpha_T$  y  $A_1$ . La velocidad de formación de ferrita disminuye a temperaturas más bajas porque disminuye la velocidad de difusión del carbono, al bajar la temperatura. Así se asegura un nivel superior de carbono en la austenita.

En Honeycombe (1981) se clasifica al cromo junto al molibdeno entre los elementos que cierran el campo y lo restringen a una pequeña zona cerrada. Favorecen ambos la formación

de ferrita y hacen continuos los campos  $\alpha$  y  $\delta$ . El cromo es un formador de carburos como son la cementita aleada  $(Fe,Cr)_3C$ . Es además un fuerte promotor de perlita, pues aumenta la solubilidad del carbono en la austenita e inhibe así la formación de la ferrita. Pero también es un promotor de temple y carburos durante la solidificación. El silicio y la inoculación con ferrosilicio (75%) son efectivos en la reducción del temple causado por el cromo, pero no lo son en la eliminación de los carburos intercelulares. La acción del cromo en cuanto al afino de la perlita es débil.

### 1.3.2. Hierros aleados al cromo

Las fundiciones blancas de alta aleación son usadas principalmente para aplicaciones resistentes a la abrasión se caracterizan por el gran volumen de carburos eutécticos en su microestructura los cuales proveen la alta dureza necesaria para el aplastamiento y molienda de otros materiales. Todas las fundiciones blancas de alta aleación contienen cromo para prevenir la formación de grafito durante la solidificación y para asegurar la estabilidad de la fase carburo. La mayoría contienen también níquel, molibdeno, cobre, o combinaciones de estos elementos aleantes para prevenir la formación de perlita en la microestructura (Bedolla-Jacuinde, A.; Arias L.; Hernández B. 2001)

Debido a elementos aleantes como el cromo y el níquel, la microestructura del hierro fundido llamado Ni-Hard difiere considerablemente del hierro fundido normal blanco. La microestructura de este último consiste en dendritas primarias de austenita, que durante el enfriamiento se han transformado en un constituyente relativamente blando que se llama perlita. Los espacios interdendríticos están ocupados por el eutéctico de carburo (ledeburita) (Pio *et al.*, 1966).

Los agregados balanceados de níquel, que es un grafitizador que tiene fuerte influencia sobre los puntos de transformación y cromo, que estabiliza los carburos, hacen modificar las fases primarias y del eutéctico. El níquel se encuentra dentro de la fase primaria (austenita) y en el caso de las fundiciones blancas del tipo Ni-Hard, deben existir cantidades suficientes (aproximadamente 4%), para suprimir toda tendencia de transformación durante el enfriamiento de la austenita en el eutectoide perlita, causando la formación de la martensita. Resulta entonces una estructura martensítica embebida en austenita residual. Por otra parte,

el cromo se encuentra prácticamente todo en la fase carburo reemplazando al hierro y alterando las propiedades de aquella fase.

El resultado es que ambos, el níquel y el cromo, aumentan fuertemente la dureza de las fases en que se encuentran. El níquel al favorecer la formación de martensita en lugar de perlita, provoca un aumento de dureza de 250 a 600 Brinell. El cromo actúa igualmente, elevando la dureza de los carburos desde 900 o 1 000 hasta 1100 o 1200 Brinell.

#### **1.4. Fabricación de bolas para molinos de cemento**

Los mayores consumos de bolas para los molinos se encuentran en las industrias del cemento por lo que son varios los autores que han desarrollado investigaciones sobre su comportamiento (Vestislka, 1981 y Salcines, 2001) los cuales exponen los regímenes de trabajo de las bolas en los molinos, así como algunas de las aleaciones recomendadas para la fabricación de bolas, a pesar de ser un valioso material en esta materia, no expresa los métodos de obtención para los cuerpos moledores.

Los equipos de procesamiento de minerales y los de fabricación de cemento están sujetos a severas condiciones de desgaste y de impacto como son los molinos de bolas para la trituración. En la industria del cemento y la minera los consumos de cuerpos moledores ocasionan pérdidas económicas considerables que pueden alcanzar cientos de millones de dólares en el mundo. (López *al*, 2004)

En la actualidad existen varios métodos de obtención de bolas de diferentes diámetros para molinos, entre los que se destacan: bolas de acero obtenida por laminación o forjada, y las bolas fundidas de acero o hierro. Estos métodos permiten la fabricación de bolas con distintos grados de dureza, en dependencia de las características del material a procesar.

Los cuerpos moledores son bolas que pueden estar fabricadas de acero de fundición, acero forjado y éste puede estar aleado al Cr-Mo, para ser resistentes al desgaste por impacto o aleado con Ni, para ser resistentes a la abrasión, bolas de acero muy duro (Bond, 1960). Las aleaciones (hierros blancos) de alto cromo, tienen como características la presencia en cantidades importantes, de cementita ( $Fe_3C$ ), una fase dura y frágil de este sistema, estas siguen siendo las preferidas por las empresas consumidoras de bolas de molino, al brindar

buenos resultados técnico-económicos, porque combinan buena resistencia al desgaste, resistencia moderada al impacto y además, son baratas.

(Andreiev, Perov et al. 1980) y Mitrofánov (1982), explican las teorías involucradas en todo el proceso de molienda, sus regímenes, características principales de las bolas, principio de operación de los molinos, los criterios de selección de los cuerpos moledores, recomiendan la utilización de bolas de acero obtenidas por laminación o forja, pero no explican ni hacen referencia a las bolas obtenidas por fundición para los procesos de molienda.

La empresa MAGOTTEAUX es una fundición belga que comenzó su trabajo en 1918 es líder mundial en soluciones diferenciadas contra el desgaste. Suministra la gama más amplia de soluciones optimizadas (productos, servicios y sistemas) a las industrias involucradas en la trituración: minas, cementeras, centrales eléctricas de carbón, canteras y reciclaje, es uno de los proveedores global de la gama completa de soluciones de medios de molienda: bajo cromo (fundido y forjado) y alto contenido de cromo. Ha suministrado bolas a las cementeras cubanas, esta empresa fabrica las bolas atendiendo a las necesidades de los clientes, por los dos métodos de obtención más difundidos laminado y fundido, pero las bolas fundidas de acero que ofertan a pesar de tener una excelente calidad, presentan un elevado costo.

En aras de estandarizar las exigencias y características de las bolas para la industria del cemento, Cuba cuenta con la norma cubana (NC-13-05-83) que establece las especificaciones de calidad de las bolas y cilindros de acero, utilizados en la trituración por las industrias de la minería y el cemento a partir de laminados de acero.

#### **1.4.1. Proceso de fabricación de bolas de hierro**

Según (López *al*, 2004), las aleaciones (hierros blancos) de alto cromo, siguen siendo las preferidas por las empresas consumidoras de bolas de molino, al brindar buenos resultados técnico- económicos, porque combinan buena resistencia al desgaste, resistencia moderada al impacto y además, son baratas. Una problemática que se presenta en el diseño de estas aleaciones es que, normalmente, la resistencia al desgaste y la tenacidad requieren de propiedades y características estructurales que se contradicen. Para lograr buenos resultados en el comportamiento de estas aleaciones es necesario establecer un compromiso entre estas características y propiedades.

Yisel *et al.* (2014) realizan un estudio de la sustitución de bolas de molienda para minerales, originalmente fabricadas de acero y hierro blanco aleados por hierros ADI y CAVI (Austempered Ductile Iron/Carbide Vermicular Ductile Iron). Bolas de hierros nodulares y vermiculares fueron manufacturadas por el proceso de modelo perdido o evaporable. Para el caso del hierro vermicular se obtuvo una fracción de carburos en la microestructura controlando la composición química durante el proceso de fundición. El hierro nodular base se controló para tener un mínimo de 85 % de perlita en la matriz.

Ambos materiales fueron caracterizados en dos aspectos, microestructura antes y después del tratamiento isotérmico, así como propiedades mecánicas (dureza, resistencia al impacto y resistencia al desgaste), estas últimas después del tratamiento isotérmico. La evaluación de las propiedades de los hierros con tratamiento isotérmico sugiere que estos hierros pueden sustituir a los materiales originales con ventajas adicionales.

Según el fabricante de bolas de acero para molienda Shandong Huamin Steel BallJoint-Stock Co.,Ltd, las bolas de hierro fundido se dividen en tres categorías: de alto, medio y bajo contenido de cromo.

Hierro de alto contenido de cromo: el contenido de cromo es igual o mayor a 10,0 % y su contenido de carbono oscila entre 1,80-3,20 %, la dureza no puede ser inferior a 58 HRC y la resistencia al impacto tiene que ser igual o mayor a 3,0 J/cm<sup>2</sup>. Las bolas deben pasar por los tratamientos térmicos de recocido en caliente y enfriamiento para alcanzar los índices de dureza aceptables. El enfriamiento se realiza por dos métodos: enfriamiento en aceite y el enfriamiento al aire, si la dureza está por debajo de 54 HRC, significa que el tratamiento de enfriamiento no es necesario.

Hierro de medio contenido de cromo: ofrece un contenido de cromo de 3,0 – 7,0 % y entre 1,80-3,20 % de carbono. La resistencia al impacto no debe ser inferior a 2,0 J/cm<sup>2</sup>. La dureza de estas bolas debe ser de 47 HRC como mínimo. Para garantizar la calidad las bolas deben ser procesadas a altas temperaturas.

Hierro de bajo contenido de cromo: normalmente las bolas de este tipo de hierro contienen entre 0,5 – 2,5 % de cromo y entre 1,80-3,20 % de carbono. Su dureza no debe ser inferior a 45 HRC y la resistencia al impacto menor de 1,5 J/cm<sup>2</sup>. Las bolas de bajo contenido en hierro

también requieren el tratamiento de templado a alta temperatura para garantizar la calidad para eliminar el estrés de colada.

Las bolas de hierro fundido se utilizan para diferentes molinos en minas de gran escala, plantas de cemento, plantas químicas, centrales térmicas, plantas de área de cuarzo, fábricas de arena de sílice.

#### **1.4.2. Defectos del proceso de fabricación de bolas de hierro**

En la fabricación de bolas fundidas unos de los problemas más relevantes son “los defectos internos” y el gas atrapado es el problema más grande en las bolas fundidas de mayor diámetro. La forma esférica es, a igualdad de volumen, el sólido de menor superficie y al ser la superficie el único lugar por donde un sólido puede disipar el calor que tenga almacenado, es la esfera el sólido, que a igualdad de volumen se enfría más lentamente (Walter, 1977). Es por ello que, en la fabricación de bolas, además de todo lo que regularmente se controla en un proceso de fundición, hay que tener en cuenta la forma de este tipo de pieza, por la implicación que tiene en los resultados.

La fabricación de bolas de hierro o de acero fundido, coladas por gravedad, presenta serias dificultades si se quiere obtener totalmente macizas. Muy especialmente el acero fundido, al pasar del estado líquido al sólido, experimenta una importante reducción de volumen que da lugar, al fabricar una pieza fundida, a la aparición de espacios huecos en su interior, precisamente en los puntos donde han tenido lugar las últimas cantidades del metal líquido. Esto ocurre siempre que no se hayan tomado las medidas necesarias para que a estos puntos no les falte metal líquido aportado desde el exterior de la pieza para rellenar esos espacios finales (Walter, 1977).

La técnica empleada en fundición para suprimir este defecto es la aplicación, en lugares adecuados, de masas adicionales de acero, llamadas mazarotas, comunicadas con la pieza por uniones de sección adecuada. Estas mazarotas y su unión deben permanecer líquidas hasta que la solidificación de la pieza es completa y poder cumplir de esta forma su función. Conforme a lo antes expuesto, es evidente que la posibilidad de que aparezcan defectos internos (rechupes) en las bolas de acero fundido es mayor que en cualquier otra pieza.



## 1.5. Tratamiento térmico de la fundición blanca

Las fundiciones blancas aleadas con cromo se caracterizan por poseer unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítica. Para el caso de bolas fundidas, el conformado de este producto se realiza mediante técnicas de moldeo, directamente, a partir del caldo líquido. Siendo habitualmente fundiciones hipoeutécticas, su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita y termina con la formación del constituyente eutéctico  $\gamma + M_7C_3$ . En el enfriamiento posterior, en virtud de la típica pérdida de solubilidad de la austenita con la disminución de la temperatura, precipitan cantidades importantes de estos mismos carburos.

El tratamiento térmico de estas fundiciones consiste en una austenización a una temperatura a la que, o bien precipitan carburos o, por el contrario, se disuelven muchos de los carburos que habían precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo (ocurrirá una u otra cosa según sea su composición química, tamaño de la pieza, condiciones de enfriamiento tras el moldeo, etc). De cualquier modo, tras el mantenimiento a elevada temperatura, se obtiene una austenita suficientemente aleada y con un contenido alto de carbono, templeable, que se transforma parcialmente en martensita, en el enfriamiento de temple.

Queda, sin embargo, después del temple, una fracción importante de austenita retenida, que debe eliminarse tras dos o, incluso, tres tratamientos de revenido con objeto de conseguir la necesaria estabilidad microestructural. En el curso de estos tratamientos de revenido tiene, además, lugar un significativo endurecimiento estructural (endurecimiento secundario), propiciado por la precipitación de carburos y la transformación de la austenita retenida en martensita. Se logran, así, unos productos con una dureza final comprendida entre 600 y 800 HV (Fernández y Belzunce, 2006).

En su trabajo Fernández (2006) realiza tratamientos térmicos a probetas de cilindros de laminación de fundición blanca con alto contenido de cromo con el fin de mejorar las propiedades finales, primeramente, el material en estado bruto de moldeo se somete a tratamientos de revenido simples durante 5 horas a diferentes temperaturas y se realizan ensayos de difracción de rayos X, microdureza y se estudia la microestructura de cada una de ellas. Posteriormente se realizan tratamientos de revenido dobles a las mismas temperaturas

que las anteriores. Luego se realizan tratamientos de temple durante 5 horas a distintas temperaturas de austenización, seguidos de un enfriamiento rápido, manteniendo durante 6 horas a esa temperatura para terminar con un enfriamiento final al aire.

Además, se realizan tratamientos de temple con austenización a 1 000 °C durante 5 horas más revenido simple a diferentes temperaturas, analizando las proporciones de austenita retenida y tratamientos de temple con austenización a 1 050 °C durante 5 horas seguido de un enfriamiento al aire libre y finalmente se realizan tratamientos de temple con austenización a 1 000 °C durante 5 horas más revenido doble también durante 5 horas, en ellas se analizaron las proporciones austenita retenida, la microestructura, los valores de dureza y la microdureza y tratamientos de temple con austenización a 1 050°C más doble revenido ambos durante 5 horas seguido de un enfriamiento al aire, ella define como tratamiento más adecuado para la fundición alta en cromo una austenización a 1 050°C durante 5 horas, seguido de un enfriamiento industrial (mantenimiento durante 6 horas a 400 °C y enfriamiento final al aire) y un doble revenido a 500 °C durante 5 horas cada uno, por ser el que proporciona la mayor dureza.

### **1.5.1. Microestructura de la fundición blanca**

(Bedolla-Jacuinde, A.; Arias L.; Hernández B. 2001) realizan una investigación sobre el comportamiento microestructural de una fundición blanca al alto cromo sometida a ciclos de tratamientos térmico donde exponen el efecto de someter una muestra de dicha fundición a un tratamiento de temple a 950 °C, siendo posteriormente enfriado al aire sobre la matriz austenítica y el cambio a una matriz martensítica debido a este proceso, y, por tanto, un aumento en su resistencia al desgaste, ellos concluyen que el incremento en el contenido de carbono produce un cambio significativo en equilibrio de fases de las fundiciones al alto cromo, produciendo corrimiento en el punto eutéctico y las temperaturas de sólidos y líquidos.

Además, aumenta la zona de estabilidad de la austenita favoreciendo la transformación martensítica, produciendo una disminución de la temperatura  $M_s$  (martensita saturada), por lo que esta transformación no es completa presentándose una gran cantidad de austenita retenida del orden del 25% la cual reduce su resistencia a la abrasión y favorece el proceso de Spalling (estillamiento). Este comportamiento es favorecido con la adición de elementos como el Níquel y el molibdeno.

Se observa la presencia de carburos de cromo del tipo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  y  $\text{Cr}_3\text{C}_6$  eutécticos y austenita primaria y eutéctica en estado de suministro, comportamiento propio de una fundición hipoeutéctica. Además, se observó la presencia de carburos de molibdeno del tipo  $\text{M}_2\text{C}$ .

No se observó un comportamiento favorable del material al ser sometido a revenido a  $500\text{ }^\circ\text{C}$  al contrario de lo esperado se presentó un detrimento en la dureza, puede ser debido a la presencia de fase alfa.

## **1.6. Conclusiones del capítulo**

- En la búsqueda bibliográfica realizada quedó establecido que las fundiciones blancas aleadas al cromo presentan buen comportamiento para trabajar en condiciones de elevadas abrasión por su alta resistencia y dureza, en correspondencia con la microestructura obtenida luego del proceso de fundición.
- Las fundiciones blancas por sus características de alta dureza son sometidas a tratamientos térmicos a temperaturas de  $885^\circ\text{C}$ , lo cual permite precipitar el grafito y mejorar su estructura metalográfica.

## CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

### 2.1. Introducción

Las fundiciones han sido tradicionalmente utilizadas para la fabricación de piezas de maquinaria sometidas a condiciones de trabajo de fuerte desgaste, fundamentalmente abrasivo, aplicadas en sectores industriales como la minería, cementero, transporte ferroviario, laminación en caliente y en frío de acero. Ello debido por un lado a su costo más barato y por otro a sus buenas características tecnológicas que hacen factible, dada su más baja temperatura de fusión y su buena colabilidad, el obtener por moldeo piezas de forma muy compleja tanto de grandes dimensiones como pequeñas, todo ello a pesar de que las propiedades mecánicas no son semejantes a las de los aceros pero sin embargo presentan en general buena resistencia al desgaste.

El capítulo tiene como objetivo establecer el procedimiento metodológico del proceso de obtención de la fundición blanca Ni-Hard clase 1 tipo C, así como los materiales y equipos empleados para el establecimiento del comportamiento microestructural de dicha fundición.

### 2.2. Composición química de la aleación

La composición química estándar de la fundición blanca Ni-Hard clase 1 tipo C, según la ASTM A 532, se muestra en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química según la norma, en %

Norma ASTM A 532											
Carbono		Silicio		Manganeso		Cromo		Níquel		Molibdeno	
Min	Máx.	Min	Máx.	Min	Máx.	Min	Máx.	Min	Máx.	Min	Máx.
2,9	3,7	----	0,8	----	1,3	1,1	1,5	2,7	4	----	1

De acuerdo con la composición química de la tabla 2.1 y que está en correspondencia con la fundición blanca Ni-Hard, tiene como elementos relevantes el Ni, Cr y el Mo, independiente de los otros elementos típicos en las fundiciones como el C y el Si.

La presencia del Ni y el Cr como elementos aleantes da lugar a una estructura formada por gruesos cristales de carburos complejos eutécticos y granos de austenita conteniendo en su interior agujas de martensita. Además de estos dos elementos también se le añade el

molibdeno y se utilizan, individualmente o en conjunto para proporcionar mejoras específicas en este tipo de fundiciones y por esto se consideran superiores al resto de los hierros fundidos. El uso de tales elementos significa un costo más alto, sin embargo, las mejoras que se obtienen en servicio son suficientes para justificar la inversión inicial.

### 2.3. Tecnología de obtención de bolas a partir de la aleación de hierro aleado (Ni-Hard)

La fabricación de piezas aplicando las técnicas de fundición comienza primeramente con análisis detallado del plano de la pieza para determinar su factibilidad, en la cual el tecnólogo de fundición determina los parámetros técnicos para la elaboración de la plantilla y las demás secuencias de operaciones hasta obtener la pieza, para lograr este objetivo se tiene en cuenta el material a emplear, el tipo de moldeo que se debe aplicar, el tipo de horno a utilizar, los materiales de carga que vamos a emplear, se determina la pintura, la temperatura de vertido, el tiempo de reposo del molde antes de fundir y después de fundida la pieza. En la tabla 2.2 se muestran los materiales de la carga para la fabricación de la fundición.

Tabla 2.2. Materiales de la carga

<b>Material</b>	<b>Palanquilla</b>	<b>Sinter Ni</b>	<b>FeCr</b>	<b>FeMo</b>	<b>FeMn</b>
Masa (kg)	40	3,5	2	0,8	0,18
<b>Material</b>	<b>Carbón Antracita</b>	<b>Arrabio</b>	<b>CaSi</b>	<b>Chatarra</b>	<b>Total general</b>
Masa (kg)	4,3	10	0,2	39,22	100

Después de hacer una selección, pesaje de los materiales de carga para la obtención de la fundición blanca, se cargó el horno de inducción para empezar a fundir el metal hasta alcanzar una temperatura de 1 330 °C, temperatura a la que el metal pasa al estado líquido. Al igual que esta temperatura se controló la temperatura de vertido en la cazuela 1 400°C, en la cazuela el metal fue escoriado y vertido en molde de arena.

### 2.4. Tecnología de fundición de la aleación

Seleccionada la aleación y los materiales de la carga para la fabricación de las bolas mediante la fusión en hornos de inducción, establece la tecnología de fundición del proceso.

Mediante las expresiones propuesta por Smirnov para el cálculo y el ajuste químico de los elementos de la carga, se realizó el balance de metales para conformar la carga del horno para fundir.

$$C = \frac{G \cdot M}{100} \quad (2.1)$$

**Donde:**

*C* - cantidad del elemento que se aporta a la aleación; kg

*G* - cantidad de materia prima añadida; kg

*M* - porcentaje de elemento químico que aporta la materia prima añadida; %

El balance de metales, primeramente se efectuó en base 100 kg, luego se convirtió el balance para una tonelada de metal líquido, que es la capacidad de trabajo del horno. Los resultados del balance determinaron como materiales fundamentales, tomando en consideración las materias primas existente en el taller de fundición.

#### **2.4.1. Parámetros del cálculo para la obtención de piezas por fundición**

Para la obtención de las bolas por fundición, se siguieron los pasos que se enumeran a continuación y las recomendaciones que se proponen en Baley (1970); Goyos y Martínez, (1985).

1. Cálculo de los espesores mínimos de pared.
2. Determinación de la posición de la pieza en las cajas de moldeo.
3. Análisis de la contracción de fundición.
4. Cálculo del rechupe específico en el hierro aleado (Ni-Hard).
5. Cálculo y diseño de las mazarotas.
6. Realizar los cálculos, determinar su posición así como los dibujos de los sistemas de alimentación.
7. Determinar las dimensiones de la caja de moldeo.

#### **2.4.2. Cálculos de los espesores mínimos de pared**

Según Goyos y Martínez (1985) y Baley (1970) para fabricar la pieza primero se debe determinar si la misma se puede obtener por fundición. Para ello debe analizarse si sus espesores mínimos de pared se pueden lograr por el método de fundición elegido.

$$N = \frac{2 \cdot (l) + b + h}{4} \quad (2.2)$$

**Donde:**

$N$ – Dimensión equivalente

$L$ – longitud; m

$b$ – ancho; m

$h$ – altura; m

**2.4.3. Determinación de la posición de la pieza en las cajas de moldeo**

La cuestión fundamental a considerar en este aspecto es la facilidad en el desmolde de la pieza, una vez determinado el plano divisorio. Para la determinación de la posición de la pieza en el molde se debe tener en cuenta los siguientes aspectos.

1. La mayor parte de la pieza es necesario situarla en una parte del molde, preferiblemente en la parte inferior para evitar los defectos en la pieza por causa de deformaciones y facilitar el montaje del molde.
2. Las superficies más importantes que son sometidas al maquinado, es necesario situarlas en el fondo o en caso extremo vertical u oblicuamente.
3. La posición de la pieza durante el llenado y la solidificación se debe corresponder con la forma de solidificación de la aleación, asegurando la obtención de piezas fundidas con porosidades de concentración mínima y la cantidad mínima de cavidades.
4. La posición más ventajosa para las paredes delgadas de la pieza es la posición inferior, vertical u oblicua.
5. No se recomienda situar las grandes superficies en la parte superior.
6. Los moldes se llenarán en posición vertical.
7. La mayor parte de las superficies a maquinar deben quedar en la parte inferior del molde.
8. Para eliminar el subimiento de sopladuras de gas, la posición elegida durante el llenado tiene que asegurar la salida de los gases, preferiblemente por encima de los machos.
9. Los machos internos tienen que ocupar durante el llenado la posición más estable.
10. La posición elegida para la pieza en el molde, debe asegurar una correcta ubicación del sistema de alimentación de la pieza.

#### 2.4.4. Análisis de la contracción de fundición

Se conoce como contracción de la aleación al cambio de volumen que experimenta ésta durante su solidificación y enfriamiento, plantea así Belay (1970). Existen dos tipos de contracciones: las libres y las frenadas, éstas van a estar determinadas fundamentalmente por la geometría y complejidad de la pieza.

$$E = \frac{l_m - l_p}{l_p} \cdot 100 \quad (2.3)$$

**Donde:**

$E$ – Contracción de fundición; %

$l_m$ – Dimensión de la plantilla; mm

$l_p$ – Dimensión de la pieza fundida; mm

#### 2.4.5. Cálculo del rechupe específico

Para el cálculo del rechupe específico se debe tener en cuenta el tipo de aleación y el porcentaje de carbono, el valor de este tiene gran importancia en el cálculo de las mazarotas.

$RE$ – Rechupe específico; %

Según consideraciones de Belay (1970); Goyos y Martínez, (1985), el módulo de la mazarota es la relación existente entre el volumen contenido en una forma geométrica determinada y la superficie que la contiene. Teniendo en cuenta esta consideración se concluye que la mazarota al ser la última en solidificar su módulo debe ser mayor que el mayor módulo de la pieza.

$$MPM \geq 1,2 \cdot M \quad (2.4)$$

$$RE = 2,9 - \%C \left[ 2,9 - \frac{1}{\%Si} \right] + \frac{6,3 - \log d}{\%Si} \quad (2.5)$$

**Donde:**

$d$  – Espesor de la pieza; mm

#### 2.4.6. Cálculo y diseño de las mazarotas

La determinación de las posiciones de las mazarotas, así como, la cantidad de las mismas se pueden determinar al observar la propia geometría de la pieza o determinando los módulos de las diferentes partes de las mismas, intensificándose este valor en torno a los nudos térmicos



que puedan existir. Según Titov (1981) las mazarotas deben estar en correspondencia con las zonas de mayor masividad (nudo térmico) y garantizar las condiciones siguientes:

1. El módulo de la misma debe ser aproximadamente un 20 % mayor que el módulo de la pieza, para que alimente satisfactoriamente la contracción o cumplir la condición de  $M_{mazarota} > 1,2 M_{pieza}$ . según (Goyos y Martínez, 1985).
2. La mazarota debe permanecer más tiempo en estado líquido que el nudo térmico que alimenta.

Atendiendo a los criterios antes mencionados (Titov, 1981) las mazarotas se clasifican de acuerdo a:

- Lugar donde se coloquen,
- Configuración y forma geométrica,
- Principio de funcionamiento y/o construcción y
- Por los métodos de separación con la pieza.

Por el lugar de colocación, las mazarotas a su vez se clasifican en superiores y laterales.

Por la configuración y forma geométrica, en plana, cónicas, semicirculares y circulares.

Por el principio de funcionamiento y construcción, en abiertas y cerradas; de acción simple; calentadas, exotérmica o por presión atmosférica.

Por el método de separación de la pieza, por corte, golpeadas o fácil desprendimiento.

La configuración de la pieza objeto de investigación, tiene forma esférica, la cual dentro de las figuras geométricas presenta una relación mínima de su superficie en contacto con el área de la sección, es decir, por su configuración estará el mayor tiempo posible en estado líquido en comparación con otras figuras geométricas. Atendiendo a esta dificultad se selecciona la siguiente mazarota:

- Por su colocación: lateral
- Por su configuración y forma geométrica: circular
- Por principio de funcionamiento y/o construcción: cerradas con presión atmosférica
- Por los métodos de separación con la pieza: golpe

### **Cálculo de las dimensiones de las mazarotas**

Atendiendo al criterio del volumen se determina por:

$$V_m \geq V_p \cdot RE / (U - RE) \quad (2.6)$$

**Donde:**

$V_m$ – Volumen de la mazarota; mm

$V_p$ – Volumen de la pieza; mm

$RE$ – Rechupe específico del metal en la mazarota; %

El parámetro  $U$  contabiliza hasta qué punto el metal de la mazarota desempeña un papel efectivo.

Según Wlodawer el porcentaje de utilización de la mazarota depende de la forma de ésta, y toma valores de 13 % para rectangulares; 14 % para mazarotas cilíndricas y ovales; 20 % para las esféricas y semiesféricas y 67 % para las exotérmicas

$$d_0 = 0,4 \cdot \sqrt[3]{V_p} \quad (2.7)$$

$$B = d = 1,15 \cdot T \quad (2.8)$$

$$D_m = d_0 + B \quad (2.9)$$

$$h = 0,2 \cdot D_m \quad (2.10)$$

$$R = 0,2 \cdot D_m \quad (2.11)$$

$$R_1 = 0,05 \cdot D_m \quad (2.12)$$

$$H_m = d_0 + 1,7 \cdot D_m \quad (2.13)$$

**Donde:**

$d_0$ – Diámetro medio de la esfera de metal

$B$ – Dimensiones del cuello de la mazarota

$T$ – Nudo térmico

$D_m$ – Diámetro del círculo inscrito

$R$ – Radio del fondo de la mazarota

$R_1$ – Radio del cuello de la mazarota

$H_m$ – Altura de la mazarota

**Cálculo del número de mazarotas**

Para determinar el número de mazarotas es conveniente considerar factores geométricos, la cantidad de éstas, la dimensión de su cuello y la distancia de alimentación por lo que se utiliza la expresión siguiente:

$$i = \frac{L - nDA_{11} - mDA_{111}}{D_{cm} + 2DA_1} \quad (2.14)$$

**Donde:**

$I$  – Número de mazarotas necesarias; u

$L_m$  – Longitud a alimentar de la pieza; mm

$n$  – Número de extremos libres en la longitud analizada

$m$  – Número de enfriadores presentes en la longitud analizada

$n$  y  $m$  tienen el valor de 0, porque la pieza es circular

$D_{cm}$  – Dimensión del cuello de la mazarota según el eje de la longitud  $L$ ; mm

$T$  – Espesor; mm

$$D_{cm} = 2 \cdot T \quad (2.15)$$

$DA$  – Distancia de alimentación; mm

$$DA = 1,5 \cdot T \quad (2.16)$$

#### 2.4.7. Cálculo del sistema de alimentación

El cálculo del sistema de alimentación se realiza en dos etapas: cálculo del área de control y posteriormente cálculo de tiempo de colada, teniendo como referencia las recomendaciones de Belay, (1970) y Goyos y Martínez, (1985), la sección de alimentación se determina como:

$$\sum Fa = \frac{Q}{T \cdot K} \quad (2.17)$$

**Donde:**

$Q$  – Peso del metal vertido en el molde; kg

$T$  – Duración del vertido; s

$K$  – Velocidad específica del vertido; kg/cm<sup>2</sup>/s

#### 2.4.8. Cálculo de la duración del vertido

El proceso de fundición se realiza a través del vertido de metal fundido sobre un molde hueco, esta operación debe realizarse sin interrupciones para evitar la formación de inclusiones, el tiempo de duración del vertido se calculó como:

$$T = S \cdot \sqrt{2 \cdot P \cdot Q} \quad (2.18)$$

**Donde:**

$P$  – Parámetro fijo igual a 0,62

S–Coeficiente de corrección sobre el espesor de las paredes de las piezas

El coeficiente de corrección sobre el espesor de las paredes de la pieza (S) depende del espesor medio de la misma. En la tabla 2.3 se muestran los coeficientes de corrección sobre el espesor de las paredes de las piezas.

Tabla 2.3. Coeficiente de corrección sobre el espesor de las paredes de las piezas

<b>Espesor medio (mm)</b>	Hasta 10	11 - 20	21 - 40	Mayor de 40
<b>S</b>	1,0	1,3	1,5	1,7

El espesor de las piezas varían dentro de amplios intervalos, las propiedades físicas y en particular las mecánicas respondiendo a factores como la composición química, rapidez de enfriamiento después del vaciado, tamaño y espesor de las piezas, práctica de vaciado, tratamiento térmico y parámetros microestructurales como la naturaleza de la matriz y la forma y tamaño de los microconstituyentes.

#### 2.4.9. Cálculo de la velocidad específica

El control de parámetros operacionales como la velocidad de colada, las marcas de oscilación del molde o la velocidad de enfriamiento, es muy importante para reducir la incidencia del agrietamiento transversal, este parámetro se calcula por la ecuación siguiente:

$$\delta^v = \frac{Q}{V} \quad (2.19)$$

Donde:

V –Volumen de la pieza.

La velocidad específica de vertido (K) se determina en correspondencia con la densidad relativa. La velocidad específica de vertido se determina por tabla. En la tabla 2.4 se muestran las mismas.

Tabla 2.4. Velocidad específica de vertido

<b>δr</b>	0 - 0,55	0,55 - 1,0	1,0 - 2,0	2,0 - 3,0	3,0 - 4,0	4,0 - 5,0	5,0 - 6,0	6,0 - 7,0
<b>K</b>	0,55	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2

Esta condición debe ser controlada durante el proceso de fundición, la microporosidad, el rechupado central aún la porosidad general que tengan la apariencia de un rechupado, pueden ser causadas por gases disueltos en el metal durante la fusión y el colado (vertido), así como por el rechupado de solidificación.

#### 2.4.10. Cálculo de las áreas del sistema de alimentación

Después de determinadas las relaciones de la sección de alimentación se procede al cálculo de las dimensiones de los alimentadores, escoriadores y tragadero y se normalizan las mismas según Belay (1970) en dependencia de la sección de estos.

##### Sección del alimentador

$$\sum Aal = \sum Fa \cdot Aal \quad (2.20)$$

*Aal*—área del alimentador; cm<sup>2</sup>

##### Sección del escoriador

$$\sum Aesc = \sum Fa \cdot Aesc \quad (2.21)$$

*Aesc*—área del escoriador; cm<sup>2</sup>

##### Sección del tragadero

$$\sum Atrag = \sum Fa \cdot Atrag \quad (2.22)$$

*Atrag* —área del tragadero; cm<sup>2</sup>

##### Diámetro Inferior del tragadero

$$\sum Atrag = D_{inferior} \quad (2.23)$$

##### Diámetro superior del tragadero

$$D_{superior} = D_{inferior} \cdot 1,25 \text{ a } 1,3 \quad (2.24)$$

*Dsuperior* – Diámetro superior; mm

#### 2.4.11. Determinación de las dimensiones de las cajas de moldeo

Las dimensiones de la caja de moldeo se determinan por las dimensiones de la pieza fundida, por la cantidad de piezas en la caja de moldeo, por su posición, las dimensiones de las mazarotas, sistema de alimentación y por las dimensiones de la portada de sus machos. Para la selección de la caja de moldeo se tuvo en cuenta que esta producción de bolas se realizará en moldeo en mota; por lo cual las dimensiones de las cajas es de:

Caja Superior 1300 x 870 x 150

Caja Inferior 1 300 x 870 x 150

#### 2.4.12. Determinación de la temperatura de vertido

El vertido se realiza con cierto sobrecalentamiento de la aleación, favoreciendo la fluidez y mejora la capacidad de llenado del molde, también se debe tener en cuenta que las altas

temperaturas de vertido propician una mayor oxidación del metal y una mayor absorción de gases. Existe un rango de temperatura de vertido para cada tipo de pieza teniendo en cuenta el peso de la misma. Según Goyos y Martínez (1985), la temperatura de vertido para un hierro fundido tiene un rango de 1 320 – 1 370 °C. Para la obtención de la fundición blanca se empleará una temperatura de vaciado de 1 400 °C.

## 2.5. Cálculo del carbono equivalente

En las fundiciones, al aumentar el carbono equivalente, aumenta la cantidad de grafito, se reduce la cantidad de perlita y su grado de dispersión, se acrecientan las inclusiones de grafito, lo que reduce la resistencia de la fundición. La influencia combinada del carbono y el silicio normalmente se evalúa mediante la expresión siguiente según Fernández-Pariente y Belzunze-Varela (2006).

$$[C_{eq}] = \%C + 0,3(\%Si) + 0,33(\%P) - 0,027(\%Mn) + 0,4(\%S) \quad (2.25)$$

**Donde:**

$\%C_{eq}$  – carbono equivalente; %

$\%C$  – carbono; %

$\%Si$  – silicio; %

$\%P$  – fósforo; %

$\%S$  – azufre; %

En la práctica es más difícil regular la cantidad de carbono que la de silicio, por eso, se elige un contenido tal de carbono que garantice relativamente buenas propiedades de colada, esto es, fluidez y poca contracción. El contenido de manganeso varía en función de la matriz deseada, típicamente, puede ser tan baja como 0,1 % para hierros ferríticos y tan alta como 1,2 % para hierros perlíticos, ya que el manganeso es un fuerte promotor de la perlita.

El efecto del azufre puede ser balanceado con el manganeso, sin manganeso en el hierro el indeseable compuesto sulfuro de hierro (FeS) se formará en el límite de grano. Si el azufre se balancea con manganeso, se formará sulfuro de manganeso (MnS), el cual es menos dañino ya que se distribuye dentro del grano. La relación adecuada entre el manganeso y azufre para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita es:

$$\%Mn = 1,7 \cdot (\%S) + 0,15 \quad (2.26)$$

Se determina la cantidad de manganeso en la fundición, este puede modificar la microestructura del grafito ya que incide sobre su proceso de crecimiento. La presencia de manganeso, promueve la resistencia a la grafitización; por lo tanto, el contenido de manganeso necesario para reaccionar con azufre, sirve para retener micro estructuras perlíticas, genera así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro.

### 2.5.1. Carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo

El espesor combinado se define como la suma de los espesores que concurren en la fundición. El carbono equivalente de la fundición en función del carbono, el silicio y el fósforo y se calcula por la ecuación siguiente:

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad (2.27)$$

El cálculo del carbono equivalente permite evaluar el efecto de la composición de los elementos en las fundiciones. Permite estimar si una determinada fundición será hipo o hipereutéctica durante la solidificación.

### 2.5.2. Contenido de carbono y silicio en la fundición

A efectos de determinar el contenido de C y Si de la fundición se utilizan las curvas de enfriamiento ya que los hierros fundidos son considerados aleaciones ternarias de hierro, carbono y silicio. El contenido de C y Si de una fundición solidificada metaestablemente puede calcularse en función de los valores temperatura de transformación eutéctica (CET) y temperatura de arresto de líquidos  $T_{AL}$  y según Dardatiet *al.* (2004).

$$Si[\%] = \frac{2\,085,4 - C_{ET}}{22,7} \quad (2.28)$$

$$C[\%] = \frac{(2\,994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \%Si)}{212,3} \quad (2.29)$$

$$T_{AL} = 1\,569 - 97,3 \cdot \left( C + \frac{1}{4} \cdot Si \right) \quad (2.30)$$

**Donde:**

$C_{ET}$ – carbono equivalente total; %

$T_{AL}$ – temperatura del líquidus de la austenita; °C

### 2.5.3. Control del índice de saturación

Según el diagrama Fe - Fe<sub>3</sub>C generalmente, una aleación de hierro con un  $C_{eq} = 4,3$  solidifica de manera eutéctica (directamente de líquido a sólido). Las fundiciones de hierro hipereutécticas tienen un valor de  $C_{qe} > 4,3$  mientras que en las hipoeutécticas es menor a 4,3. El índice de saturación se determina como:

$$IS = \frac{\%C}{4,3 - \frac{(\%Si + \%P)}{3}} \quad (2.31)$$

Donde  $IS$ , es el índice de saturación, en %.

De acuerdo con estos métodos de control, si se conoce el valor de algunos de estos índices, se puede determinar con bastante aproximación el posible comportamiento de las fundiciones en piezas de diferentes espesores. El carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición se determina como:

$$C_{eut} = 4,3 - \frac{\%Si}{3} \quad (2.32)$$

$$C_{eutect} = 0,9 - \frac{\%Si}{9} \quad (2.33)$$

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable.

### 2.5.4. Composición en las interfases

Para la determinación de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase se tiene en cuenta la influencia del silicio a partir del diagrama de equilibrio ternario Fe - C - Si. Esto se logra con el uso de este diagrama en dos dimensiones, pero cuyas líneas de líquidus, sólidus y temperatura de equilibrio eutéctica están definidas por funciones que dependen de los contenidos de silicio (Si) y de carbono (C) en la fundición que solidifica. La composición en las interfases se determina por las ecuaciones siguientes:

$$T_{AS} = 1528 - 177,9 \cdot (C + 0,18 \cdot Si) \quad (2.34)$$

$$T_{GL} = 389,1 \cdot \left(C + \frac{1}{3}Si\right) - 503,2 \quad (2.35)$$



$$T_E = 1154,6 + 6,5 \cdot Si \quad (2.36)$$

Donde  $T_{AL}$  es la temperatura de líquidus de la austenita;  $T_{AS}$  es la temperatura de sólidos de la austenita,  $T_E$  es la temperatura eutéctica y  $T_{GL}$  es la temperatura de líquidus del grafito, todas en °C.

El significado de las temperaturas  $T_{AL}$ ;  $T_{AS}$ ;  $T_E$ ;  $T_{GL}$ ; puede observarse en la figura 2.1 que se corresponde con un sector del diagrama de equilibrio Fe - C - Si para un determinado porcentaje de Si.

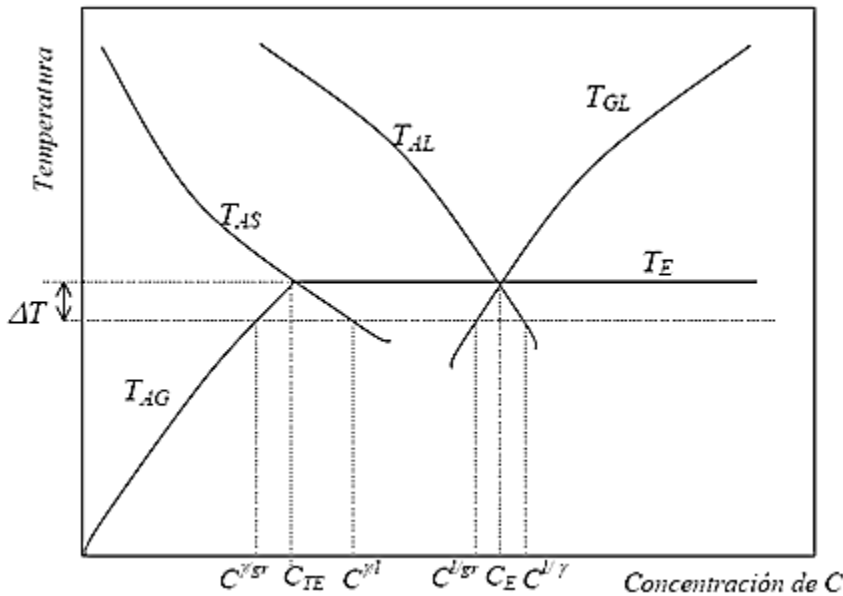


Figura 2.1. Región eutéctica del diagrama Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

Por intersección entre  $T_{AS}$  y  $T_E$  se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica.

$$C_{TE} = 2,1 - 0,216 \cdot Si \quad (2.37)$$

Por intersección entre  $T_{AL}$  y  $T_E$  se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica.

$$C_{TE} = 4,26 - 0,317 \cdot Si \quad (2.38)$$

De las ecuaciones anteriores se pueden despejar los porcentajes de carbono en la zona de la interfase correspondientes a cada fase y cada temperatura. En todos los cálculos las

concentraciones de equilibrio de carbono en las interfases se obtienen mediante las ecuaciones establecidas por Heine (1986) y Boeri (1989).

$$C^{l/\gamma} = \frac{1}{97,3}(1\ 569 - T - 24,32 \cdot Si) \quad (2.39)$$

$$C^{\gamma/l} = \frac{1}{177,9}(1\ 528,4 - T - 32 \cdot Si) \quad (2.40)$$

$$C^{l/gr} = \frac{1}{389,1}(T - 129,7 \cdot Si + 503,2) \quad (2.41)$$

Donde  $T$  es la temperatura en °C,  $C^{l/\gamma}$  es la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita,  $C^{\gamma/l}$  es la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido y  $C^{l/gr}$ , concentración de carbono del líquido en contacto con el grafito.

Para la definición de la línea  $T_{AG}$ , que determina la variación de la solubilidad del carbono en la austenita en estado sólido, se ubica el punto de coordenadas 800 °C y 0,6 % C, el cual se considera como el punto eutectoide y se lo une con el punto  $CTE$ , obteniéndose de acuerdo con Boeri (1989) como:

$$C^{\gamma/gr} = \frac{(T-1\ 154,6-6,5 \cdot Si)(1,5-0,216 \cdot Si)}{(354,6+6,5 \cdot Si)} + 2,1 - 0,216 \cdot Si \quad (2.42)$$

Donde  $C^{\gamma/gr}$  es la concentración de carbono de la austenita en contacto con el grafito.

## 2.6. Horno de inducción utilizado para la fundición

El horno de inducción utilizado es de la marca Magnethermic Europe de fabricación inglesa, en el mismo se pueden fundir aleaciones de hierro y aceros, tiene además las siguientes características técnicas:

Potencia de trabajo: 500kW

Temperatura: hasta 1700°C

Consumo: 860 kW/h por tonelada de metal

Capacidad: 1000 kg

### 2.6.1. Fusión en el horno de inducción

Para la fusión del hierro en el horno de inducción la carga debe estar compuesta de materiales no oxidados, el proceso de fusión consta de cargas derretido, ajuste de la

composición, desoxidación y vaciado del metal, para proteger el crisol de los golpes. Para los pedazos grandes en el fondo es recomendable colocar en primer lugar la parte de la carga menuda, en el mejor caso viruta, después las ferroaleaciones poca oxidables y posteriormente los pedazos grandes de la carga, se recomienda situarlos compactamente cerca de las paredes.

Cuando son invisibles las primeras porciones de metal fundido se agrega la mezcla formadora de escoria, resultado de lo cual, disminuye la oxidación y absorción de gases por parte del metal, posteriormente funde la parte principal de la carga y se toma la muestra de metal para el análisis químico.

Cuando se logra la fusión total de la carga, la potencia se disminuye hasta 30 - 40 % de la máxima, tratando de que no ocurra sobrecalentamiento, después del análisis del metal se efectuará la desoxidación. Los hornos de inducción son agregados de fusión económicos que permiten obtener hierros de alta calidad y aleación con pérdidas mínimas de los elementos.

## **2.7. Obtención de las probetas**

Las probetas se obtienen mediante el vertido del metal líquido en un molde de arena previamente confeccionado a partir de una plantilla en la caja de molde. Se utilizaron plantillas sueltas con un sistema de alimentación.

El proceso de moldeo se realizó según la instrucción 08 – I – 027 (2008), de forma manual con la utilización de mezcla autofraguante que responde a las exigencias del proceso tecnológico: permeabilidad, resistencia, penetrabilidad al gas, poder gasógeno e higroscopicidad. La mezcla autofraguante empleada es de fraguado en frío a base de resina furánica.

El desmoldeo se realizó en la desmoldeadora Webac, máquina encargada de separar la pieza ya fundida del molde, así como limpiarla de cierta forma de impurezas restantes del material de moldeo calcificado por las altas temperaturas del metal líquido al entrar en las cavidades del molde. El desprendimiento de estos restos, es provocado por la trituradora que emplea como herramienta fuerte vibraciones en la rejilla de depósito, la desmoldeadora tiene un área de depósito de 4 m<sup>2</sup> y una capacidad de carga máxima de cinco toneladas.

Para la limpieza de las probetas se utilizó la máquina granalladora V + S - Funker, tipo FBS 2,2 x 2,7 x 3,30 m, de fabricación alemana por la firma de V + S Vogel & SchemmannMaschin GmbH Schwerter Str (2000). La granallada forma parte de un proceso de acabado y limpieza de las piezas fundidas, los impactos de pequeñas esferas metálicas limpian la superficie del metal, particularmente en cambios de secciones o zonas de difícil acceso donde los resto de mezclas de moldeo o incrustaciones no metálicas no fueron separados de la pieza por la desmoldeadora.

## **2.8. Preparación metalográfica**

La metalografía microscópica estudia las características estructurales y de constitución de los productos metalúrgicos con la ayuda del microscopio metalográfico, para relación de sus propiedades físicas y mecánicas. La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, originando una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características de la aleación. Las operaciones para la realización de los ensayos se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10 - 56:86 y ASTM E3 - 95.

1. Toma o corte de la muestra.
2. Desbaste y pulido.
3. Ataque de la probeta.
4. Medición de dureza.
5. Obtención de micrografías.

### **2.8.1. Corte de las muestras**

Las muestras se cortaron en una máquina de corte marca echoLAB tipo CM 260 ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa; con la características siguientes, peso total de 365 kg, potencia eléctrica de 220v y 60Hz. Para realizar el corte se utilizó un disco de carbono de 1 mm. Luego de cortadas las muestras que fueron obtenidas por el proceso de fundición, se procedió a realizar el corte para preparación metalográfica, este se cortaron en una fresadora con abundante refrigeración para no alterar la microestructura obtenida y que no pudiera existir, aunque en pequeña escala, el efecto de la acritud.

### 2.8.2. Desbaste y pulido

El desbaste se realizó con papel abrasivo donde la granulometría varió del más grueso al más fino en un medio húmedo. Se emplearon lijas del tipo No. 180, 240, 280, 600, 800 y 1200 (ASTM E 3 – 95). Esto permite obtener una superficie lisa y pulida libre de ralladuras.

Las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca echoLAB tipo PM 52 D con un peso de 115 kg, ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. En la tabla 2.5 se muestran las características de la misma.

Tabla 2.5. Parámetros de la pulidora metalográfica

Corriente de alimentación	2,5 A
Voltaje	220 V
Número de revoluciones	1000 revf/min
Potencia del motor	60Hz

El pulido se efectuó en un medio húmedo, con el empleo de un paño de fieltro y una suspensión de diamante con granulometría de 2,5  $\mu\text{m}$ . Una vez pulida las probetas se lavaron con agua destilada, secadas en papel de filtro.

### 2.8.3. Ataque químico

El ataque químico se realizó con el empleo de las técnicas de ataque manual por inmersión, en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa y el reactivo a utilizar es el ácido nítrico. La composición del reactivo y las condiciones en las que se aplica el ataque se muestran en la tabla 2.6.

Tabla 2.6. Composición del ácido nítrico

Reactivo	Composición química	Forma y tiempo	Observación
Ácido nítrico (Nital 2 %)	Ácido nítrico 5 cc Alcohol etílico 95 cc	Inmersión de 15 s	Estructura general

Después de atacadas las muestras se lavan con agua destilada, se sumergen en alcohol etílico durante unos segundos y finalmente se secan en un secador neumático, lo que elimina impurezas y humedad.

#### 2.8.4. Microestructura patrón de la fundición blanca Ni-Hard

La figura 2.2 se corresponde con la muestra patrón de la fundición blanca Ni-Hard. Su elevada respuesta tribológica deriva de su microestructura, compuesta de una alta fracción de volumen de carburos del tipo  $M_7C_3$  de Cr y Fe, tanto eutécticos como secundarios, en una matriz idealmente martensítica. La Clase I tipo C es un grado especial que fue desarrollado para producción de bolas de molienda (Ni-Hard Tipo 3). Se seleccionó la misma por las exigencias que se requiere en la fabricación de las bolas de los molinos del Clinker de cemento. Esta muestra se empleará para establecer las propiedades metalúrgicas luego de realizado el proceso de fundición de la aleación blanca Ni-Hard bajo las condiciones de la Empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”.

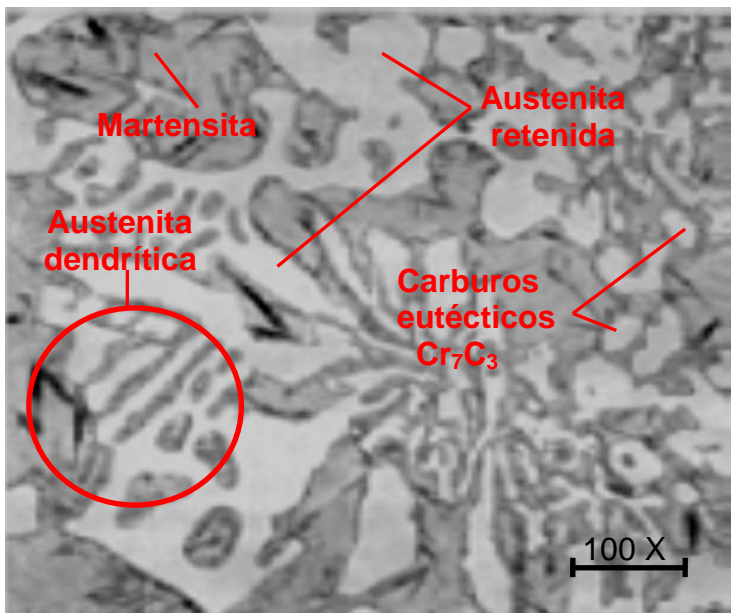


Figura 2.2. Muestra patrón de la fundición blanca Ni-Hard, Clase I tipo C.

Fuente: ASTM A 532.

En la figura 2.2 se ha mostrado una estructura patrón de la fundición blanca Ni-Hard, clase I tipo C, compuesta por microconstituyentes como: la martensita, la austenita retenida, carburos eutécticos  $Cr_7C_3$ , típicos en estas fundiciones y que son muy duros, se caracteriza por tener una solidificación hipoeutéctica, la cual ocurre por la formación de dendritas de austenita seguidas por la formación de un eutéctico de austenita. Estos microconstituyentes la hacen muy duras y poco dúctiles, no maquinables y con gran resistencia al desgaste y la abrasión.

Luego del proceso de obtención, las microestructuras resultantes deben presentar una estructura similar a la considerada por la ASTM A 532 para ser empleada en las bolas de los molinos del Clinker.

En el análisis microestructural se empleó un microscopio óptico echoLAB modelo IM 500BD, como se observa en la figura 2.3, ubicado en el laboratorio de Ciencias de los Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche” el mismo está dotado de una computadora donde se refleja la imagen a obtener.

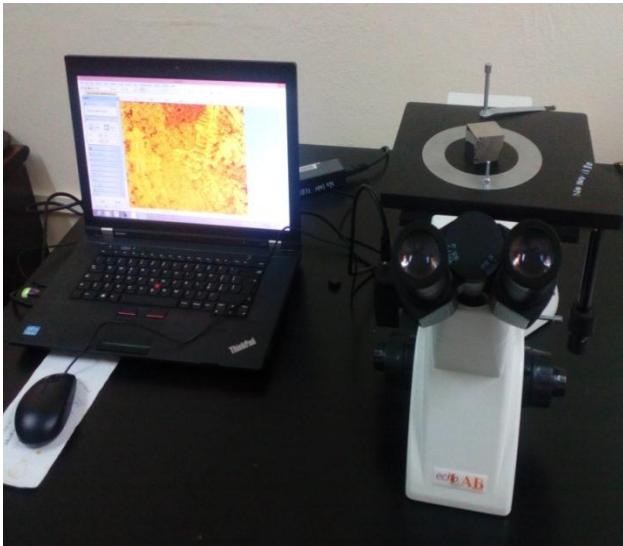


Figura 2.3. Microscopio óptico echoLAB modelo IM 500BD

Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se ajustaron al ocular del microscopio que permitió la nivelación adecuada de las muestras.

## 2.9. Ensayos de dureza

Se empleó para la medición de la dureza un durómetro marca echoLAB tipo HTU 2008VR D, que emplea como penetrador un balín de 1/16”, el mismo se encuentra ubicado en el laboratorio de Ciencias de los Materiales de la Empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. Para los ensayos de dureza, las superficies de las probetas se prepararon de la misma manera que para el análisis microestructural, según se establece en las normas ASTM E 395 y NC 10-56:86; mientras que los ensayos de dureza se realizaron conforme a la Norma ASTM E 92.

## **2.10. Conclusiones del capítulo**

- Han quedado fundamentados los principales factores a investigar a partir de la necesidad de una descripción y caracterización detallada del objeto de estudio; en aras de definir sus particularidades a través de la implementación de métodos adecuadamente estructurados.
- Quedaron descritas cada una de las técnicas y procedimientos prácticos experimentales, que darán arribo a los resultados necesarios en la solución del problema.
- El equipamiento y tecnologías a utilizar cuentan con una minuciosa y detallada información de las mismas, brindando confiabilidad y precisión en cada uno de sus resultados.



## CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 3.1. Introducción

En este capítulo se exponen los resultados derivados del trabajo experimental, y a partir de los mismos, las expresiones matemáticas que describan las regularidades del comportamiento del proceso de fundición.

Se realiza una evaluación de la valoración económica, así como la influencia de estos procesos en el medio ambiente.

El capítulo tiene como objetivo realizar la valoración crítica de los resultados y a través de ella, explicar los fundamentos que dan solución al problema planteado.

### 3.2. Resultados de la composición química de la aleación fundida

El análisis químico del material se realizó con el empleo de un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de Fundición de la Empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. El ensayo consistió en suministrar una intensidad de corriente a los electrones que conforman un átomo, estos se excitan y pasan de un nivel de energía superior desprendiendo energía en forma de calor emitiendo un fotón.

La luz de la cámara de chispeo es transmitida por una fibra óptica hasta la ranura de entrada, la hendidura deja pasar la luz hasta la rejilla que transforma la misma en sus longitudes de onda, donde se determinan los componentes. El chispeo se realizó en varios lugares de la muestra con una atmósfera de argón para eliminar el oxígeno. De las mediciones se hace un promedio obteniendo así el porcentaje de cada elemento que conforma la aleación como se muestra en la tabla 3.1. El certificado emitido por el laboratorio se muestra en el Anexo 1.

Tabla 3.1. Composición química promedio obtenida del espectrómetro de masa cuántica.

Promedio por compuesto de la aleación en %										
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	Al	Co
3,54	0,57	0,483	1,207	3,17	0,384	0,024	0,073	0,086	0,013	0,014

### 3.2.1. Cálculo de Carga para el horno de Inducción

Mediante la aplicación de las ecuaciones del capítulo anterior fue determinado el balance de metal para confeccionar la carga a utilizar en el horno de inducción, primeramente para 100 kg, y luego convertida a 1000 kg, (capacidad de trabajo del Horno de Inducción), los resultados se muestran en los Anexos 2 y 3 respectivamente.

### 3.2.2. Determinación de los espesores mínimos para lograr la fundición

Sustituyendo en 2.2

$$N = \frac{2 \cdot b + h}{4}$$

$$N = \frac{2 \cdot 0,060 + 0,060 + 0,060}{4}$$

$$N = 0,06 \text{ m}$$

Con el valor obtenido de  $N = 0,06 \text{ m}$  se determina el espesor mínimo de pared, el cual se encuentra en el rango 5 – 6 mm, comparando resulta mayor el espesor de la pieza que tenemos realmente, por tal motivo la pieza puede ser fabricada por fundición.

### 3.2.3. Determinación de la contracción de fundición

Sustituyendo en la ecuación 2.3

$$E = \frac{l_m - l_p}{l_p} \cdot 100$$

$$E = \frac{60,6 - 60}{60} \cdot 100$$

$$E = 1 \%$$

En este caso por la forma de la pieza y el tipo de material se tiene que la contracción es libre, con valor de 1 %.

### 3.2.4. Determinación del rechupe específico

Para el cálculo del rechupe específico se debe tener en cuenta el tipo de aleación y el porcentaje de carbono, el valor de este tiene gran importancia en el cálculo de las mazarotas.

Sustituyendo en la ecuación 2.5 del capítulo anterior

$$RE = 2,9 - \%C \left[ 2,9 - \frac{1}{\%Si} \right] + \frac{6,3 - \log d}{\%Si}$$

$$RE = 2,9 - 3,30 \left[ 2,9 - \frac{1}{0,4} \right] + \frac{6,3 - \log 60}{0,4}$$

$$RE = 3,43 \%$$

### 3.2.5. Determinación de las dimensiones de la mazarota

Sustituyendo en la ecuación 2.7

$$d_0 = 0,4 \cdot \sqrt[3]{Vp}$$

$$d_0 = 0,4 \cdot \sqrt[3]{3768}$$

$$d_0 = 6,2 \text{ mm}$$

Sustituyendo en la ecuación 2.8

$$B = d = 1,15 \cdot T$$

$$B = d = 1,15 \cdot 60$$

$$B = d = 69$$

Sustituyendo en la ecuación 2.9

$$D_m = d_0 + B$$

$$D_m = 6,2 + 69$$

$$D_m = 75,2 \text{ mm}$$

Sustituyendo en la ecuación 2.10

$$h = 0,2 \cdot D_m$$

$$h = 0,2 \cdot 75,2$$

$$h = 15,04 \text{ mm}$$

Sustituyendo en la ecuación 2.11

$$R = 0,2 \cdot D_m$$

$$R = 0,2 \cdot 75,2$$

$$R = 15,04$$

Sustituyendo en la ecuación 2.12

$$R_1 = 0,05 \cdot D_m$$

$$R_1 = 0,05 \cdot 75,2$$

$$R_1 = 3,76$$

Sustituyendo en la ecuación 2.13

$$H_m = d_0 + 1,7 \cdot D_m$$

$$H_m = 6,2 + 1,7 \cdot 75,2$$

$$H_m = 134 \text{ mm}$$

La mazarota tiene una altura total de 134 mm.

### **3.2.6. Determinación del número de mazarotas**

Teniendo en cuenta las experiencias anteriores en la obtención de bolas del mismo diámetro pero de la aleación 70X, se selecciona la cantidad de mazarotas según la pieza a fundir, en el caso de esta pieza se colocan 6 mazarotas; cada mazarota va a alimentar 7 bolas de 60 mm.

### **3.2.7. Determinación del sistema de alimentación**

Sustituyendo en la ecuación 2.17

$$\Sigma Fa = \frac{Q}{T \cdot K}$$

$$\Sigma Fa = \frac{0,82}{1,51 \cdot 1,2}$$

$$\Sigma Fa = 0,45 \text{ cm}^2$$

Calculando el tiempo de vertido para sustituir en la ecuación 2.17

Sustituyendo en la ecuación 2.18

$$T = S \cdot \sqrt{2 \cdot P \cdot Q}$$

$$T = 1,5 \cdot \sqrt{2 \cdot 0,62 \cdot 0,82}$$

$$T = 1,51 \text{ s}$$

Calculando la densidad relativa para encontrar el valor de la velocidad específica de vertido por la tabla 2.4 que aparece en el capítulo anterior.

Sustituyendo en la ecuación 2.19

$$\delta^v = \frac{Q}{V}$$

$$\delta^v = \frac{0,82}{0,11}$$

$$\delta^v = 6,94$$

La densidad relativa tiene un valor de 6,94 por lo que la velocidad específica de vertido es de  $1,2 \text{ kg/cm}^2/\text{s}$

### 3.2.8. Cálculo de las áreas del sistema de alimentación

A partir de la relación que existe entre alimentador, escoriador y tragadero se determinó las áreas del sistema de alimentación para pieza pequeñas y medianas de hierro.

Tabla 3.2. Relación alimentador, escoriador, tragadero.

$\Sigma Fal$	$\Sigma Fesc$	$\Sigma Ftrag$
1	1,1	1,15

Sustituyendo en la ecuación 2.20

$$\Sigma Aal = \Sigma Fa \cdot Aal$$

$$\Sigma Aal = 0,45 \cdot 1$$

$$\Sigma Aal = 0,45 \text{ cm}^2$$

Sustituyendo en la ecuación 2.21

$$\Sigma Aesc = \Sigma Fa \cdot Aesc$$

$$\Sigma Aesc = 0,45 \cdot 1,1$$

$$\Sigma Aesc = 0,50 \text{ cm}^2$$

Se multiplica el área del escoriador por la cantidad de piezas a alimentar, que en este caso se van a alimentar 42 piezas y se dividen entre 2. Por lo que el área de la sección del escoriador es de 10,40 cm<sup>2</sup>.

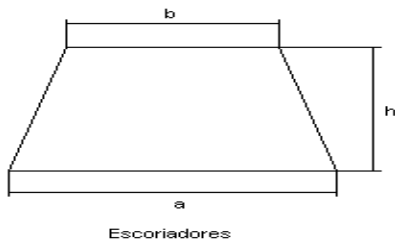


Figura 3.1. Sistema del escoriador.

Dimensiones del escoriador:

$$a = 34 \text{ mm}; b = 24 \text{ mm}; h = 34 \text{ mm}$$

Sustituyendo en la ecuación 2.22

$$\Sigma Atrag = \Sigma Fa \cdot Atrag$$

$$\Sigma Atrag = 0,45 \cdot 1,15$$

$$\Sigma Atrag = 0,52 \text{ cm}^2$$

Se multiplica el área del tragadero por la cantidad de piezas a alimentar, que en este caso se van a alimentar 42 piezas. Por lo que el área de la sección del tragadero es de 21,73 cm<sup>2</sup> y el diámetro 50 mm.

### 3.2.9. Diámetro superior del tragadero

Sustituyendo en la ecuación 2.24

$$D_{superior} = D_{inferior} \cdot 1,25 \text{ a } 1,3$$

$$D_{superior} = 50 \cdot 1,25$$

$$D_{superior} = 63 \text{ mm}$$

### 3.3. Cálculo del carbono equivalente

El carbono equivalente de este tipo de fundición blanca, según los elementos que se consideran en la ecuación 2.25 es de 3,74 %, que la caracteriza como una aleación hipoeutéctica, donde su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita primaria transformada en perlita y ledeburita transformada, lo que ha sido reportado por Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006).

Se determinó según la ecuación 2.26 la relación óptima entre el manganeso y azufre, donde se consideró el porcentaje de azufre, por lo que se obtuvo que el porcentaje de manganeso es de 0,55 para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita, para obtener una estructura perlítica, se puede agregar manganeso durante el ciclo regular para retener carbono combinado por toda la matriz o se puede variar la segunda etapa del proceso, es decir se varía la velocidad de enfriamiento a partir de la temperatura de 760 °C.

La cantidad de perlita formada depende de la temperatura a que empieza el enfriamiento y la rapidez de éste. Las altas temperaturas de temple y la rapidez de enfriamiento (aire en ráfaga) dan como resultado mayor cantidad de carbono retenido o perlita. Si el temple es en aire produce una rapidez de enfriamiento suficientemente grande a través del intervalo eutectoide y la matriz será perlítica completamente, lo que fue planteado además por Coca y Rosique (2002).

### **3.3.1. Determinación del carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo**

El contenido de carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo se calculó por la ecuación 2.27, donde para 3,54 % de carbono; 0,57 % de silicio y un 0,024 % de fósforo, el total de contenido de este elemento es de 3,74 %.

De acuerdo al resultado obtenido se plantea que en relación a los tres elementos analizados, la fundición blanca Ni-Hard mantiene la condición de una aleación hipoeutéctica ya que se encuentra en un rango menor de 4,3 %, aunque hay que considerar que el contenido del elemento fósforo no está según lo indicado por las normas ASTM, que debe ser hasta un 0,25 %, la aleación objeto de estudio presenta un contenido de 0,024%.

El fósforo no ejerce influencia muy sensible sobre la grafitización del carbono en las fundiciones, aunque en general se opone ligeramente a ella. La presencia de este elemento da lugar a un aumento de la fragilidad y de la dureza. La mejora de la colabilidad de las fundiciones por la presencia del fósforo es debido a la formación del eutéctico steadita de bajo punto de fusión que suele aparecer en los límites de grano. Un contenido normal en fósforo en las fundiciones es, por ejemplo, 0,15 % empleándose contenidos más bajos cuando se desea alta resistencia y más elevados de 0,50 a 1,50 %, si se desea alta colabilidad, lo que ha sido reportado por Apraiz (1986) y Dardatiet *al.* (2004).

### **3.3.2. Determinación de carbono y silicio en la fundición**

El contenido de carbono y silicio en la fundición, se determinó a partir de un carbono equivalente total de 3,74 %, por lo que la cantidad de silicio calculado por la ecuación 2.28 es de 0,92 %, luego por la ecuación 2.29, se calculó el contenido de carbono en función de la temperatura de arresto del líquido de la austenita con un valor de 1 210,69 °C; según la ecuación 2.30, por lo que el % de C en adecuación a la ecuación 2.29 es de 8,26 %.

Según los cálculos obtenidos se puede plantear que, el alto contenido de carbono incrementa la cantidad de grafito o de  $Fe_3C$ , así como el contenido de carbono y silicio incrementa el potencial de grafitización y fluidez de la fundición, sin embargo su resistencia se ve afectada, ya que se promueve la formación de ferrita y el engrosamiento de la perlita. Las fundiciones blancas al contener cementita hacen que estas presenten gran dureza y fragilidad, aunque



posee una gran resistencia al desgaste y a la abrasión, criterios que ha sido planteado con Buchmayr y Kirkaldy (1990) y Wang *et al.* (2006).

Para un punto de fusión de la fundición blanca que se encuentra entre los 1 100 y 1 200 °C, y una temperatura de arresto del líquido de la austenita con un valor de 1 300, 4 °C, desde el estado líquido, se forman cristales de austenita que disuelven cada vez más carbono hasta llegar a la temperatura eutéctica, donde el líquido remanente reacciona para formar el eutéctico ledeburita y cementita. Como la reacción ocurre a alta temperatura (1 100 °C) la ledeburita aparece como una mezcla gruesa, criterio expuesto por (Rivera *et al.*, 2000).

Se determinó el índice de saturación del carbono por la ecuación 2.31, donde se obtuvo que el mismo en la fundición blanca Ni - Hard, sea de 0,86, se ha reportado por Pluyshak y Suchil (2001) que en índice de saturación de 1,06, la colabilidad del hierro nodular se incrementa. El efecto del índice de saturación de carbono, incide en la contracción volumétrica, en función del módulo de enfriamiento, de esta manera las dendritas de austenita crecen sólo parcialmente por la difusión del carbono y principalmente por el sobreenfriamiento y la sobresaturación del líquido.

El crecimiento más significativo del grafito se produce por difusión del carbono a través de la capa de austenita sólo después que las esferas se han adherido a las dendritas y presumiblemente, con la temperatura de vaciado y este índice de saturación de carbono la fase eutéctica esté presente en mayor proporción y al coexistir esta de austenita de composición eutéctica rodeada de grafito, disminuye la contracción volumétrica, según lo planteado por Lesoult (2001) y Rizzo *et al.* (2006).

Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Por las ecuaciones 2.32 y 2.33 se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición blanca, los resultados obtenidos son  $C_{eutectic} = 4,11 \%$  y el  $C_{eutectoid} = 0,84 \%$ . Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 3.2 (a) y 3.2 (b), los cuales son diagramas establecidos para la determinación del carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

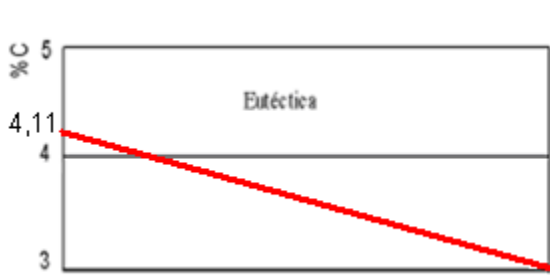


Figura 3.2 (a). Carbono eutéctico.

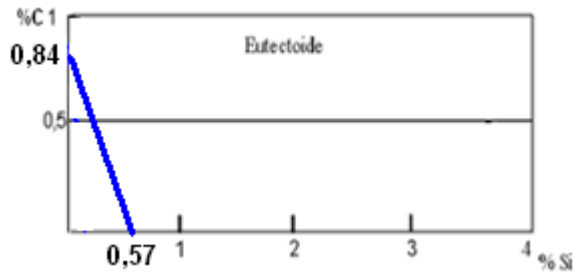


Figura 3.2 (b). Carbono eutectoide.

En el diagrama Fe-C, el punto C denominado eutéctico, correspondiente a una proporción de carbono del 4,3 % y de carburo de hierro en total de 64,5 %. La aleación del 4,3 % de carbono es la de más bajo punto de fusión desde 1 130 a 1 148 °C. Además, la totalidad de la masa de la aleación funde o se solidifica a una sola temperatura en lugar de a dos temperaturas, una de principio y otra de fin del cambio de estado (fusión o solidificación, como ocurre con las aleaciones de contenido de carbono superior o inferior al 4,3 %).

El punto S (P), denominado eutectoide (perlita), es análogo al punto C (eutéctico). La diferencia está en que en el punto eutéctico tiene lugar un cambio de estado de líquido a sólido o de sólido a líquido y en el punto eutectoide se produce solamente una transformación de la constitución de la aleación, que es sólida lo mismo a temperaturas inferiores que a temperaturas superiores al punto eutectoide.

La analogía, salvo esta diferencia, es total. Así como el punto C (eutéctico) marca la composición de la aleación que permanece líquida a más baja temperatura, también el punto S (P) (eutectoide) marca la composición de la austenita, que es estable a más baja temperatura. Este porcentaje es de 0,89 a 0,77 % de C, o sea, 13,5 % de carburo de hierro.

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

Sin embargo, el proceso de solidificación también tiene una gran importancia en las

características físicas de la fundición, pues condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y la morfología de los granos, según el criterio de De Velde (2000).

Para el análisis de la composición en las interfases, se calculó por la ecuación 2.34, la temperatura de sólidos de la austenita  $T_{AS}$  con un valor de 879,98 °C, la temperatura de líquidos del grafito  $T_{GL}$  por la ecuación 2.35 es de 948,14°C y por la ecuación 2.36, la temperatura eutéctica  $T_E$  es de 1 158,31°C.

El valor de  $T_{AS}$  y  $T_E$  para establecer el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica según la ecuación 2.37 es de 1,98 %; la intersección entre  $T_{AL}$  y  $T_E$  según la ecuación 2.38, donde se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica es de 4,14 %.

Para la determinación de los porcentajes de carbono se consideró una temperatura de fusión de 1 200 °C. Según la ecuación 2.39 la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita  $C^{l/\gamma}$  es de 3,65 %; la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido  $C^{\gamma/l}$  (ecuación 2.40) es 1,74 % y la concentración de carbono del líquido en contacto con el grafito  $C^{l/gr}$  (ecuación 2.41) es de 4,19 %. Por la ecuación 2.42 se determinó la concentración de carbono de la austenita en contacto con el grafito  $C^{\gamma/gr}$  para el punto de coordenadas de 800 °C y 0,6 % C, el cual se considera como el punto eutectoide y se lo une con el punto  $CTE$  es de 2,14 %.

Luego de realizados los cálculos de las diferentes concentraciones de carbono, se puede aseverar que la fundición blanca del tipo Ni-Hard presenta una solidificación hipoeutéctica.

En el crecimiento del grafito en contacto con el líquido se tienen en cuenta los efectos de capilaridad y la cinética de la interfase a través de una modificación de la concentración de equilibrio en la intercara (en los modelos de crecimiento basados exclusivamente en la difusión se toman las concentraciones de equilibrio). La velocidad de crecimiento tiene que satisfacer en todo momento las ecuaciones de difusión y de cinética de interfase.

Con el diagrama mostrado en la figura 2.1, el esquema de la región eutéctica del diagrama

un Fe – C–Si para un determinado porcentaje de Si, las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutéctica, de manera que si la temperatura desciende por debajo de dicha temperatura y todavía sigue la solidificación, se tienen en cuenta esas prolongaciones para calcular las concentraciones de carbono de las distintas fases en las interfaces.

La temperatura eutéctica para las aleaciones de Cr-Ni es aproximadamente de 1 200 °C, donde da inicio la solidificación (fuera de equilibrio) entre 1 280 a 1 200 °C (estos valores dependen de la composición) reportado por Heine (1986) y Boeri (1989).

Es importante destacar que en los cálculos se considera que en las interfaces se cumplen las condiciones de equilibrio determinadas por el diagrama ternario, es decir, que las curvas definidas determinan la composición que deben tener las fases en la zona de contacto entre ellas para una determinada temperatura. Esto no ocurre en el resto del volumen de la fundición en donde la composición depende de la difusión del soluto, consideraciones expuestas por Zhao y Liu (2001).

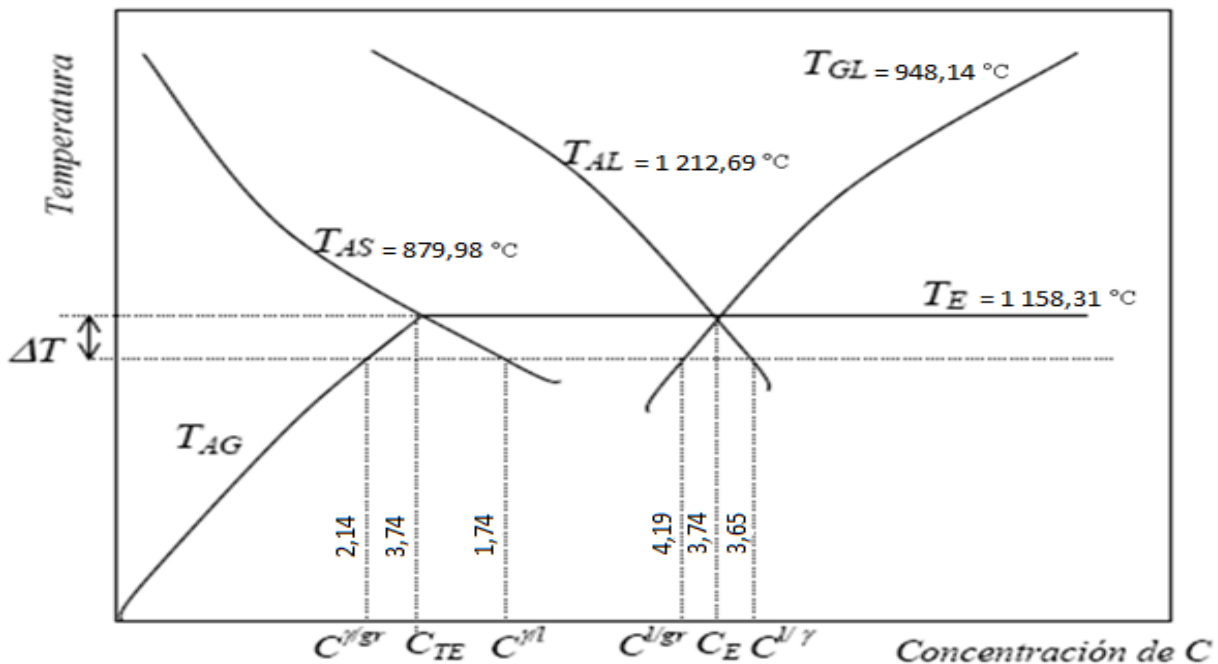


Figura 3.3. Región eutéctica del diagrama Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

### 3.4. Análisis del comportamiento microestructural de las muestras

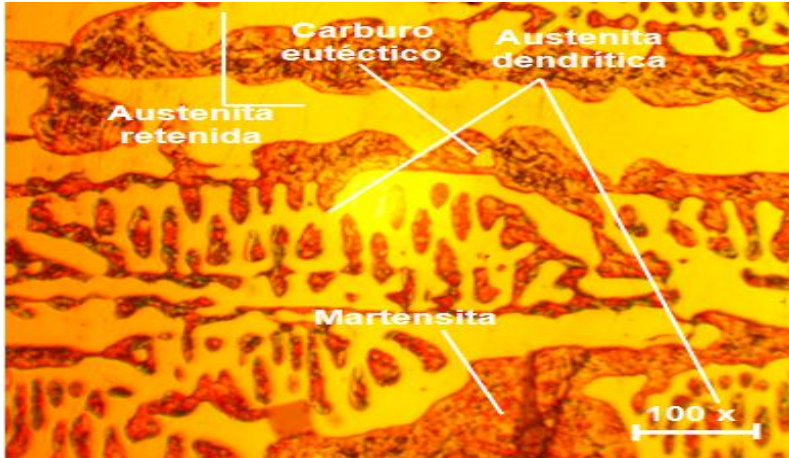


Figura 3.4. Microestructura de la muestra 1.

Se corresponden con la muestra de la fundición blanca en estado bruto de colada, donde en blanco pueden verse los carburos eutécticos característicos de la solución sólida hipoeutéctica, rodeados de la matriz austenítica. La mayor parte del carbono se halla formando carburo de hierro o cementita. Se observa el predominio de los carburos, libres de martensita y algunos carburos globulares, preferencialmente ubicados en bordes dendríticos; por un lado, en forma de collar rodeando a la fase austenítica y en bordes de grano, mostrando una precipitación parcial.

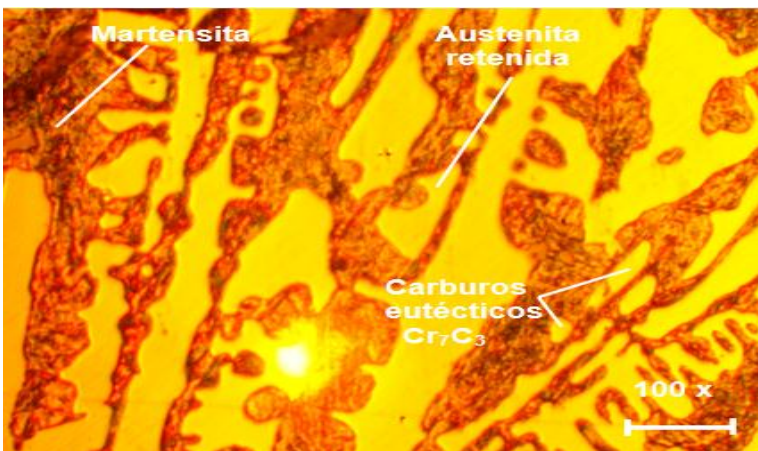


Figura 3.5. Microestructura de la muestra 2.

Se observa una estructura martensítica con carburos eutécticos del tipo  $Cr_7C_3$ , característico en este tipo de fundición, lo cual ocurre por la transformación metaestable en la desestabilización de la austenita. En este tipo de fundición, precedido por el

microconstituyente de dendritas primarias de austenita, estas láminas presentes, en la matriz eutéctica se transforman a fase martensítica y producen un incremento significativo en la dureza, sin embargo la transformación no es completa donde se presenta la austenita retenida la cual reduce su resistencia a la abrasión y la resistencia mecánica, propiedades que hacen que la fundición obtenida no cumpla con las condiciones de servicio para la cual fue diseñada.

En estas condiciones, entonces se somete la fundición blanca a un tratamiento térmico de revenido entre 205 a 230 °C de 2 a 4 horas para restaurar algo de la tenacidad de la matriz y hacer un alivio de tensiones residuales con el fin de transformar la austenita retenida a un micro constituyente estable, sin ir en detrimento de sus propiedades mecánicas, la dureza, de acuerdo con García (2001).

El tipo de solidificación obtenido es característica en las aleaciones hipoeutécticas y ocurre por la formación de dendritas de austenita seguidas por la formación de un eutéctico de austenita y carburos de cromo  $M_7C_3$ . Bajo condiciones de equilibrio precipitan carburos de cromo desde la matriz austenítica por encima de la temperatura de enfriamiento del eutéctico a la temperatura crítica, alrededor de 760 °C, ocurriendo la transformación de ferrita y carburo en el subsiguiente enfriamiento.

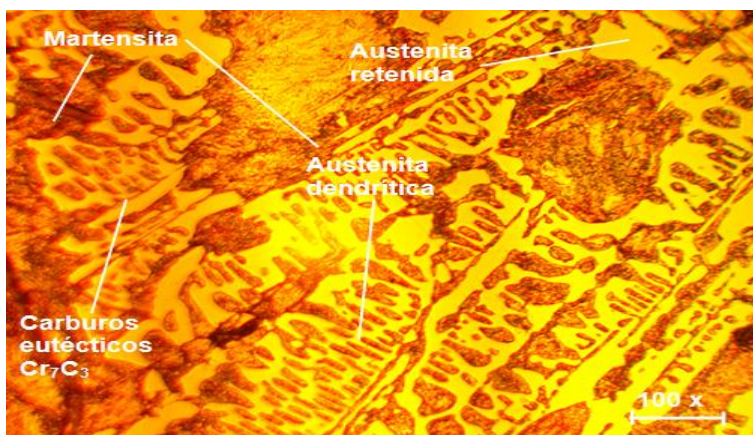


Figura 3.6. Microestructura de la muestra 3.

En las microestructuras expuestas se pueden observar regiones de la austenita dendrítica con pequeños carburos precipitados, la martensita y la austenita retenida, siendo menor la fracción volumétrica de austenita retenida.

La formación de la estructura se debe a que en presencia de una cantidad suficiente de carbono, el cromo tiende a formar carburos y en cambio, cuando el acero es de muy bajo contenido en carbono, es soluble en la ferrita. Los carburos formados por este elemento según Wang *et al.* (2006) no son siempre carburos simples; con bastante frecuencia se presentan asociados con el carburo de hierro y a veces, forman carburos complejos de dos o más elementos. La naturaleza de estos compuestos depende del porcentaje de carbono y del contenido en elementos de aleación.

Con esta aleación se pueden producir bolas para pulverizar minerales, con muy buena resistencia al impacto, a la fatiga, con costo bajos y se eleva la vida de servicio de 2 a 5 veces el de las bolas obtenidas con un hierro de elevado contenido de cromo y medio contenido de manganeso, pero el proceso de desulfuración y el costo de los inoculantes para obtener el hierro esferoidal, así como el equipamiento necesario para su inoculación, no resultan tan baratos, según reportan Yuanzhong y Maorang (1998).

### 3.5. Análisis de la dureza HB

La dureza se realizó a las probetas de la aleación Ni-Hard clase I tipo C, haciendo tres pruebas de medición a cada probeta.

Tabla 3.3. Resultado de la dureza HB

Muestras	Primera medición	Segunda medición	Tercera medición
Probeta 1	534	510	514
Probeta 2	498	525	512
Probeta 3	510	514	520

Como se muestra en la tabla 3.3 los valores obtenidos están en el rango según la norma ASTM A 532.

### 3.6. Análisis económico

Los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, por el contrario los gastos serían aquellos recursos, aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período o que fueron necesarios para que la empresa pudiera existir durante el

mismo. En la tabla 3.4 se muestran los costos asociados al proceso de fundición para una tonelada de pieza útil de la aleación.

Tabla 3.4. Cálculo del costo de fundición

<b>Ficha de costo para producir una tonelada</b>						
Materiales	U	Cantidad	Precio	Precio (CUC)	Importe Total	Importe (CUC)
Arrabio	t	0,42	659,37	586,18	282,58	251,22
Palanquilla	t	0,500	718,52	470,06	359,26	235,03
Ferromanganeso	t	0,0025	2 601,08	2 382,69	6,68	6,12
Ferromolibdeno	t	0,011	49 210,89	48 790,61	561,98	557,18
Ferrocromo	t	0,02	4 410,80	4 190,34	126,02	119,72
Flurex	kg	3,00	0,79	0,79	2,38	2,38
Arena sílice	t	1,00	94,04	22,31	94,04	22,31
Catalizador	kg	20,00	2,05	1,78	41,17	35,61
Resina	kg	60,00	4,28	3,33	257,00	224,10
Alcohol	l	10,00	0,60	0,40	6,06	4,08
Adhesivo Kolper R	u	5,00	0,89	0,83	4,45	4,15
Granalla	t	0,0065	1 555,33	1 470,06	10,10	9,55
Chatarra	t	0,490	----	----	----	----
Carbón antracita	t	0,038	698,37	469,84	26,93	18,12
Sinter de Níquel	t	0,05	9 570,78	9 337,56	470,53	466,87
Oxígeno	u	36,50	9,63	4,65	351,83	170,04
Acetileno	m <sup>3</sup>	2,34	10,62	7,42	24,85	17,37
<b>Total</b>					<b>2 625,86</b>	<b>2 143,85</b>

En la tabla 3.5 En el Análisis de Elementos de Gastos se ve claramente el consumo sistemático de energía y materiales que se consumen para lograr una tonelada por aleación. Para ello se tienen en cuenta los materiales, combustibles y lubricantes, energía eléctrica, depreciación, ropa, calzado, salario entre otros.

La Nómina de materiales va en correspondencia con la colada, es decir; por cada tonelada de aleación a producir, teniendo en cuenta el margen de utilidad para los terceros clientes; es decir, el margen de ganancia que puede estar de 0 a 20 % en CUP y de 0 a 10 % en CUC.



Tabla 3.5. Conceptos de gastos

<b>Conceptos de Gasto</b>	<b>Total (CUP)</b>	<b>Total (CUC)</b>
Materias Primas y materiales	3,458.96	2,930.49
...Materiales	2,625.86	2,143.85
...Combustible y lubricantes	14.97	14.97
...Energía eléctrica	554.17	554.17
...Útiles y Herramientas	263.96	217.50
Sub total (Gastos de elaboración)	3,386.57	715.24
Otros Gastos Directos	1,360.95	235.19
...Depreciación	377.58	0.00
...Otros servicios productivos	852.30	123.55
...Ropa y Calzado (trab. Directos)	131.08	111.65
Gastos de fuerza de trabajo	606.60	42.84
...Salario	556.05	0.00
...Vacaciones	50.54	0.00
...Estimulación en divisa	0.00	42.84
Gastos indirectos de producción	975.66	234.24
...Depreciación	55.24	0.00
...Materiales	50.69	50.69
...Combustible y lubricantes	20.15	20.15
...Energía eléctrica	33.41	33.41
...Salarios	671.34	0.00
...Otros gastos	144.44	130.00
Gastos generales y de administración	289.88	139.91
...Materiales	11.81	7.32
...Combustibles y lubricantes	5.59	5.59
...Salarios	106.82	0.00
...Otros gastos	160.66	124.52
...Energía eléctrica	2.49	2.49
...Depreciación	2.31	0.00
Gastos Bancarios	153.69	63.06
Costo de Producción	6,845.53	3,645.73
Impuestos y Contribuciones	263.18	0.00
...Contribuciones a la seguridad social	173.14	0.00
...Gastos de Seguridad Social a Corto Plazo	20.78	0.00
...Impuesto por la utilización de fuerza de trabajo	69.26	0.00
Margen de Utilidad S/ Base Autorizada	338.66	0.00
Precio establecido por el MFP	7,393.17	0.00
% Sobre los gastos de divisa	0.00	127.94
Componente en pesos convertibles	0.00	3,773.67

### 3.7. Impacto ambiental

El proceso de fundición es altamente generador de residuos sólidos y gaseosos, en la fundición se generan gases nocivos que van a parar en la atmósfera afectando así el medio circundante y la vida de la flora y la fauna de las zonas aledañas. Además la arena de moldeo que se derrama, la cual posee varios componentes como aglutinantes, melaza que de cierta manera inciden en los suelos.

### 3.8. Conclusiones del capítulo

- Por los cálculos realizados del carbono equivalente, el carbono en función del fósforo y el silicio, se determinó que la fundición blanca Ni-Hard clase I tipo C presenta una solidificación del tipo hipoeutéctico.
- Se caracterizaron las tres muestras de acuerdo con el comportamiento microestructural y el análisis de la microdureza.
- En las microestructuras analizadas se determinó el microconstituyente más representativo en la fundición blanca es el carburo eutéctico  $Cr_7C_3$  por el contenido de cromo que presenta la aleación en su composición, lo cual le confiere elevada dureza frente al desgaste abrasivo.

## Conclusiones generales

- Luego de haber establecido el tipo de solidificación, determinar la presencia de carburo eutéctico del tipo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  y la presencia de martensita, microconstituyentes que presentan elevada dureza, se puede plantear que la fundición blanca del tipo Ni-Hard puede ser empleada en bolas para la molienda del Clinker en la Industria Cubana del Cemento.
- En las microestructuras resultantes de las zonas analizadas se determinó que en las mismas existe la presencia de la martensítica con carburos eutécticos del tipo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , rodeados de la matriz austenítica, con presencia de austenita dendrítica y austenita retenida, que le infieren a la fundición una alta resistencia al desgaste abrasivo.
- Al establecer los perfiles de dureza de la fundición blanca Ni-Hard, con valores entre 514 y 534 HB, estos están entre los parámetros establecidos por las normas ASTM A 532 y caracteriza la fundición como clase I tipo C.
- Al realizar la valoración económica del proceso de obtención de la fundición blanca del tipo Ni-Hard, donde se analizó los elementos de gastos, obteniéndose un costo total de producción de 6,845.53 CUP para una tonelada de bolas.

## Recomendaciones

- Realizar un estudio minucioso sobre el desgaste de esta aleación en la industria.
- Seguir investigando para ver si existen otras aleaciones de hierro que se puedan utilizar para la molienda del Clinker.
- Hacer un seguimiento en la tecnología de fundición para seguir aumentando el rendimiento metálico en el molde.

## Bibliografía

1. (10 de Key to Steel (2000)). Key to Steel Database, Key to Metals Task Force & INI international.
2. Abbaschian, G. and M. C. Flemings (1983). Suppercooling and structure of levitation melted Fe-Ni alloys. Metallurgical and Materials Transactions A 14(5): 1147-1157.
3. Abril, E. R. E. R. (1956). Metalurgia técnica y fundición.
4. Andreiev, S., et al. (1980). Trituración, desmenuzamiento y cribado de minerales. Editorial Pueblo y Educación 1:320.
5. ASTM A 532
6. Bedolla-Jacuinde, A.; Arias L.; Hernández B. (2001). Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12 (4) 371 - 382.
7. Belay, G. E. (1970). Tecnología de fundición. Universidad Central de Las Villas. Santa Clara.
8. Capello, E. (1980). Tecnología de fundición. Editorial Gustavo Gili, S.A. (Tercera edición). Barcelona.
9. Catalina, A., et al. (2000). Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Castings. Transactions of the American Foundry Society and the One Hundred Fourth Annual Castings Congress.
10. Claro, M. S. (2001). Sistemas de alimentación de piezas fundidas. Mazarotas y enfriamiento. Universidad de Pinar del Rio.
11. De Velde, C. V. (2000). Carbide formation in cast iron, Part I A new Approach to the solidification of cast iron.
12. Enríquez, G. F. (1986). Manual del Fundidor. Editorial Científico-Técnica. Ciudad de La Habana.
13. Fernández-Pariente, I. and F. Belzunze-Varela (2006). Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido de cromo. Revista de Metalurgia 42(4): 279-286.
14. Fischer, C. D. (1986). Organizational socialisation: an integrative review.
15. Goyos, P. L. y Martínez, R. H. (1991). Tecnología de la fundición. (Segunda edición). Editorial ISPJAE.
16. Guliáev, A. (1983). Metalografía (Tomo 2). Mir, Moscú.

17. Guliaev, A. P. and A. M. García (1978). Metalografía.
18. Handbook, I. C., et al. (1981). Iron Castings Society. Cleveland, Ohio.
19. Honeycombe, R. W. (1981). Key to Steels. Microstructure and properties Spottiswoode Ballantyne Ltd, Colchester.
20. Lajtin, Y. M. (1973). Metalografía y tratamiento térmico de los metales, Mir.
21. López, R. S. (2004). Estudio de los parámetros que influyen en la eficiencia del área de moldeo del taller de fundición de la EMNI. María Victoria (tutora). Tesis en opción al título de ingeniero. Instituto Superior Minero Metalúrgico Moa. 48h.
22. Malishev, A., et al. (1975). Tecnología de los materiales, Mir.
23. Norma Cubana: NC-13-05-83.
24. Petty, E. R. (1968). Physical Metallurgy of Engineering Materials.
25. Pio, R. (1966). Euler angle transformations, IEEE Transactions on Automatic Control 11(4): 707-715.
26. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. (2001). Influencia del Conteo Nodular sobre el Refinamiento de la macro y Microestructura de solidificación de Fundiciones Esferoidales Eutécticas, Jornadas SAM – CONAMET – AAS.
27. Rodríguez, R. R. (2004). Folleto Curso de capacitación para fundidores. Moa. Cuba.
28. Rojas-Fernández, M. V., et al. (2016). Efecto de la adición de aluminio en la resistencia al desgaste abrasivo del hierro fundido aleado Ni-Resist. Minería & Geología 31(4): 38-50.
29. Salcines, R. C. (1985). Tecnología de fundición (Tomo 1). La Habana: Editorial Pueblo y Educación.
30. Titov, N. D. (1981). Tecnología del proceso de fundición. Editorial Mir, Moscú.
31. Vestislka, A. y otros. (1981). Fundamentos teóricos de la tecnología de fundición. Editorial Superior. Kiev.
32. Walter, H. D. (1977). Manual Tecnológico del Cemento. Barcelona. España.
33. Walton, C. and T. Opar. (1981). Iron Casting handbook covering data on Grey, Malleable and ductile iron, Iron casting Society Inc. New York.
34. Yisel, S. M. (2014). Obtención de bolas para la molienda de cemento a partir de una nueva Tecnología de Fundición. Ramón Renato (tutor). Tesis en opción al título de ingeniero. Instituto Superior Minero Metalúrgico Moa. 50h.