



**INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

CARACTERIZACIÓN DE LA FUNDICIÓN X28H2 EN BRUTO DE COLADA EMPLEADA EN LA FABRICACIÓN DE IMPELENTES DE BOMBAS WARMAN

Tesis presentada en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Alejandro Mendoza Abad

**Moa-2018
“Año 60 de la Revolución”**



**INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

CARACTERIZACIÓN DE LA FUNDICIÓN X28H2 EN BRUTO DE COLADA EMPLEADA EN LA FABRICACIÓN DE IMPELENTES DE BOMBAS WARMAN

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Alejandro Mendoza Abad

**Tutores: Prof. Tit. Ing. Tomás H. Fernández Columbié, Dr. C.
Prof. Tit. Ing. Isnel Rodríguez González, Dr. C.
Ing. Eider Gresesqui Lobaina**

**Moa-2018
“Año 60 de la Revolución”**

Declaración de autoridad

Yo: Alejandro Mendoza Abad, autor del presente Trabajo de Diploma, con los tutores Prof. Tit. Ing. Tomás H. Fernández Columbié, Dr. C., Prof. Tit. Ing. Isnel Rodríguez González, Dr. C. y el ingeniero Eider Gresesqui Lobaina, declaro la propiedad intelectual del mismo al servicio del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, para que esta entidad disponga de su uso como estime conveniente.

Alejandro Mendoza Abad

Ing. Eider Gresesqui Lobaina

Dr.C.Tomás H. Fernández Columbié

Dr.C.Isnel Rodríguez González

Pensamiento:

El medio ambiente es el entorno en el que viven los seres vivos y que los condiciona, está compuesto y está determinado por factores físicos, biológicos, socioculturales y económicos.

Frase tomada del texto “Pequeños gestos que valen mucho” del autor Jorge Luis Cuesta Montañez.

Agradecimientos:

En primer lugar dedico mi tesis a Dios darme la oportunidad pese a las necesidades.

A mis padres María Caridad Abad Barzaga y Erineldo Mendoza Abad por apoyarme y darme la fuerza necesaria para culminar mi labor.

A la Revolución cubana por las oportunidades brindadas.

A mis tutores Eider, Tomás e Isnel por confiar en mí.

A mi abuelo Mario José Abad Carballo.

A mis hermanas Yanara Fuentes Abad y Eriannis Mendoza Domínguez.

A mi novia Leidis Rosana Escalona Palacios

A los trabajadores de la Empresa Mecánica del Níquel (EMNi) de Moa, en especial a Yoel Ochoa Mc Intosh.

A Mileydis Ramírez Céspedes, Carlos Lambert Ramírez y Elizabeth Toirac Galván.

A mis amigos Livan Arguëlles Pereira, Yoelvis Pereda Fernández, Over Luis Cantillo Goliat, Luis Raymond Terry, Juan Manuel Reyes Gómez, Geiser Góngora Loforte.

A Todos mis compañeros de estudio.

A los profesores del departamento de cultura física, en especial a Jorge Luis Cuesta Montañez.

Al claustro de profesores del Departamento de Mecánica.

A Todos muchísimas gracias. El autor.

Dedicatoria:

Este trabajo está dedicado en especial a dos personas las cuales son el regalo más grande que me ha dado la vida mi madre y mi abuelo, a toda mi familia que en todo momento me apoyaron y comprendieron, a mis compañeros de aula y a todas aquellas personas que en algún momento de mi vida Universitaria compartimos momentos inolvidables.

Resumen

El siguiente trabajo de diploma tiene como objetivo principal la caracterización de la fundición blanca del tipo X28H2, la cual se fabrica en la EMNi de Moa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”. La fundición de dicha aleación se realizó en un horno de inducción de alta frecuencia, la carga seleccionada fue a partir de chatarra, palanquilla, níquel sinterizado, ferrocromo, ferrosilico, ferromanganeso y carbón antracita. Mediante el análisis microestructural se determinó que la fundición está compuesta por carburos de cromo del tipo Cr_7C_3 y Cr_{23}C_6 eutécticos, austenita eutéctica y dendrítica en estado de suministro, así como la martensita. La dureza determinada está en correspondencia del porcentaje de microconstituyentes, la cual es de 67,7 HRC. Se determinó el costo total de la obtención de la fundición con un valor de 141,03 CUP. Se estableció el análisis económico e impacto medioambiental del proceso de fundición.

Abstract

The following work of diploma has like main objective the characterization of the white iron of the guy X28H2, which Comandante Gustavo Machín Hoed manufactures in the EMNi of Moa Of Beche himself. The foundry of the aforementioned alloy came true in an oven of high-frequency induction, the selected load was from scrap metal, little lever, sintered nickel, ferrochromo, ferrosilico, ferromanganese and coal anthracite. By means of the analysis microestructural determined that the foundry is made out of chrome carbides of the guy Cr_7C_3 and Cr_{23}C_6 eutéticos, austenita eutética and dendrítica in a state of supply, as well as the martensita. Given hardness is in mail of the percent of microconstituyentes, which comes from 67.7 HRC. The total cost of the obtaining of the foundry with 141.03 CUP'S value was determined. The cost-reducing analysis and environmental impact of the process of foundry were established.

TABLA DE CONTENIDOS

Pág.

INTRODUCCIÓN.....	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL.....	4
1.1. Introducción.....	4
1.2. Características generales de la bomba.....	4
1.3. Estructuras y propiedades de la fundición	5
1.4. Características de los hierros de elevada aleación	6
1.5. Efectos de los elementos de aleación en los aceros.....	6
1.6. Generalidades de las fundiciones aleadas al cromo	8
1.6.1. Formación de la fundición blanca aleada al cromo	11
1.7. Proceso de solidificación del hierro.....	13
1.8. Tratamiento térmico de la fundición blanca.....	15
1.9. Resistencia al desgaste de los hierros fundidos	16
1.10. Conclusiones del Capítulo I	18
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS.....	19
2.1. Introducción.....	19
2.2. Generalidades del proceso de obtención de la aleación.....	19
2.3. Obtención de las probetas metálicas	20
2.4. Composición química según las normas ASTM y SAE.....	21
2.4.1. Influencia de los elementos componentes de hierro	22
2.5. Obtención de la cantidad de elementos en la aleación	22
2.5.1. Obtención del contenido de manganeso	22
2.5.2. Carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo	23
2.5.3. Obtención de la cantidad de carbono y silicio.....	24
2.5.4. Cálculo del carbono equivalente.....	24

2.5.5.Composición de las interfases	24
2.6. Preparación de las muestras.....	26
2.6.2. Ataque químico empleado	29
2.7.Observación microestructural	29
2.8.Obtención del porcentaje de microconstituyentes	30
2.9.Evaluación de las propiedades mecánicas.....	31
2.9.1.Ensayos de dureza a la aleación X28H2	31
2.10. Conclusiones del capítulo 2	32
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	33
3.1. Introducción.....	33
3.2. Análisis de la composición química del X28H2	33
3.3. Análisis microestructural del X28H2.....	36
3.4. Análisis del porcentaje de microconstituyentes.....	38
3.5. Análisis de la dureza	39
3.6. Valoración económica.....	39
3.7. Impacto ambiental.....	41
3.8. Conclusiones del capítulo 3	42
RECOMENDACIONES	44
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	45

INTRODUCCIÓN

En los momentos que se viven en la sociedad cubana actual, son evidentes diversos reajustes manifestados en varias localidades del país, centros de trabajo y de estudio. Se conoce, que este hecho está motivado por la creciente competencia en el mercado mundial y la intensión de las autoridades gubernamentales de insertarse con más énfasis en el comercio global y hacer de nuestro país un lugar de mejores condiciones y oportunidades.

En nuestra localidad moense, es evidente que el sector económico de más importancia lo constituye la actividad minero-metalúrgica, siendo de gran peso para el desarrollo nacional. Si bien nuestro país pertenece a la alineación de los subdesarrollados, lo que conlleva a que no contemos con las últimas tecnologías de punta lanzadas al mercado mundial, es válido recalcar que el entorno es favorecido en cuanto a la ostentación de importantes minas, principalmente las de níquel, cobalto y cobre.

No obstante, los equipos mineros son diseñados con tecnologías modernas, aunque en la medida que aumenta el número de horas de explotación, estos envejecen, por lo que sufren averías por diversas causas, generando paros operacionales imprevistos. Por esta razón son sometidos a reparaciones fuera de pronósticos, ocasionando aumento en los costos usuales de operación por concepto de mantenimiento. Esto trae consigo la disminución de los indicadores técnico-productivos y los acerca más al momento de ser reemplazados.

Conscientes de este fenómeno, las empresas cubanas se interesan por incrementar la calidad en los productos y por realizar un amplio estudio en la preparación, ejecución y venta de las producciones. Todo esto con el objetivo de aprovechar al máximo cada proceso, elaborando mercancías que sean capaces de competir al más alto nivel en un mercado cada vez más globalizado (Rodríguez, 2008).

Aporta Domínguez (2017), que con la creciente necesidad de mejorar la calidad de los procesos en la industria y asegurar el correcto funcionamiento de los equipos de producción se ha originado una significativa evolución en el mantenimiento industrial en las últimas décadas, optando por nuevas técnicas en la detección pronta de fallas y

seguimiento funcional del equipo. Esto con la finalidad de predecir el comportamiento de los elementos y así reducir al mínimo las averías y paros no deseados.

En la Empresa Mecánica del Níquel (EMNi) de Moa “Gustavo Machin Hoed de Becche”, se fabrican gran variedad de piezas. Dentro de las aleaciones que se funden en la mencionada entidad moense, está el hierro blanco de tipo X28H2, empleados en la fabricación de impelentes de bombas Warman 6/4. Se conoce que esta aleación posee importantes propiedades mecánicas, pero el producto logrado en la entidad antes mencionada no se ha evaluado desde el punto de vista metalúrgico.

Por tal razón se plantea la siguiente **situación problemática**:

La Empresa Mecánica del Níquel de Moa (EMNi) “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, realiza fundiciones de hierro blanco de tipo X28H2, empleados en la fabricación de impelentes de bombas Warman. Las propiedades metalúrgicas de estas fundiciones, una vez salidas del proceso de fusión se desconocen. Sin embargo, por medio de Dueñas (2015), se sabe que presentan alta dureza y fragilidad luego del tratamiento térmico de austenización, por lo que se convierten en elementos frágiles, con un rápido deterioro. Por tal motivo, causan afectación de la producción, con las correspondientes pérdidas a la economía. Debido a esto, se requiere el conocimiento de las propiedades microestructurales de la aleación antes mencionada, una vez salidas del proceso por el que se obtienen.

De lo anterior se infiere como **problema de la investigación**:

Insuficiente conocimiento de las propiedades metalúrgicas del hierro blanco del tipo X28H2, luego de ser obtenidas del proceso de fundición.

Como **objeto de estudio** se plantea:

Hierros blancos del tipo X28H2.

Se define como **objetivo general**:

Analizar las propiedades metalúrgicas de la aleación de hierro fundido X28H2, fundida en la EMNi de Moa.

Y su **campo de acción**:

Propiedades metalúrgicas y microestructurales de la aleación de hierro blanco X28H2, luego del proceso de fusión.

A partir del objetivo general declarado se establece la siguiente **hipótesis**:

Con una caracterización metalúrgica, donde se considere el análisis microestructural y el porcentaje de microconstituyentes, además del establecimiento de la dureza de la aleación X28H2, se podrá determinar si la misma, luego del proceso de fundición, puede ser empleada en la elaboración de impelentes de bombas Warman.

Para la investigación se establecen los siguientes **objetivos específicos**:

1. Definir las regularidades del comportamiento metalúrgico en base a la microestructura, los microconstituyentes y las propiedades físico-mecánicas de la aleación X28H2, luego de ser obtenida por proceso de fundición.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar las variaciones metalúrgicas macro y microestructurales de la aleación X28H2 luego de la fusión.

Para dar cumplimiento al objetivo general se desarrollan las siguientes **tareas**:

1. Establecimiento del estado del arte y teorías relacionadas con el proceso de fusión de aleaciones ferrosas.
2. Preparación metalográfica de las muestras para determinación de los elementos químicos presentes en la aleación estudiada.
3. Aplicación de ensayos de dureza.
4. Aplicación de la técnica de microscopía óptica para definir de las regularidades del comportamiento microestructural.
5. Obtención y análisis de las regularidades metalúrgicas y del comportamiento microestructural de la aleación X28H2 obtenida por proceso de fundición.
6. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de fundición.

CAPÍTULO 1.
MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL

1.1. Introducción

Las fundiciones blancas aleadas son un producto muy demandado por las industrias, empleadas en mayor cuantía en la fabricación de elementos de laboreo minero y partes de componentes de equipo de transporte de líquido-sólido. En virtud de su alta dureza, resistencia a la oxidación como a la corrosión y en dependencia a los elementos de aleación pueden ser encontradas en disimiles regímenes de trabajo, Guliaev (1983).

En el presente capítulo se establece como objetivo el análisis de las bibliografías existentes, que permitan definir el estado del arte relacionado con las características fundamentales de los hierros fundidos para ser empleados en la fabricación de impelentes de bombas Warman.

1.2. Características generales de la bomba

De modo general las bombas Warman están compuestas por la carcasa o voluta, la descarga, la succión, el árbol y el cuerpo o alojamiento de los álabes.

Se encargan de transferir energía a la corriente del fluido impulsándolo, desde un estado de baja presión estática a otro de mayor presión. Está compuesta por un elemento rotatorio denominado impulsor o álabes, el cual se encuentra dentro de una carcasa llamada voluta. Inicialmente la energía es transmitida como energía mecánica a través de un árbol, para posteriormente convertirse en energía hidráulica.

El licor producto entra axialmente a través del ojo del impulsor, pasando por los canales de este y suministrándole energía cinética mediante los álabes que se encuentran en el impulsor para posteriormente descargar el fluido en la voluta, el cual se expande gradualmente, disminuyendo la energía cinética adquirida para convertirse en presión estática.

Las bombas Warman trabajan en un medio altamente agresivo el cual provoca que las mismas presenten severos daños en la superficie, dentro de las características del fluido en el que trabajan estas bombas tenemos: características de la materia prima y producto terminado, el licor producto, el H_2S gaseoso, vapor de 15 lb/pulg² (0,13 MPa), vapor de

200 lb/pulg² (1,37 MPa), agua de proceso, pulpa de sulfuros de Níquel y Cobalto y licor de desecho.

1.3. Estructuras y propiedades de la fundición

La industria de la producción de hierro fundido es una de las principales a nivel internacional. Anualmente son producidas piezas que son ensambladas y empleadas como componentes de equipos y maquinarias. La producción de hierro fundido es el triple al resto de las producciones de metales ferrosos y no ferrosos juntos, superado solo por la producción de acero laminado.

Según Walton (1981) y Guirshovich (1966) el término de hierro fundido es aplicado a una familia de aleaciones ferrosas que contienen más del 2 % de carbono. Incluye al hierro gris, el maleable, el dúctil (conocido como nodular), el blanco, con elevado nivel de aleación y con grafito compacto.

El hierro gris es el más empleado con una producción anual superior al resto de los metales fundidos. La presencia de grafito laminar, le proporciona características tales como: baja resistencia a la tracción, al impacto y a la abrasión; sin embargo presenta propiedades excelentes como la colabilidad, facilidad para el maquinado y la amortiguación de vibraciones (Pages, 2000).

Con el objetivo de mejorar la baja resistencia a la tracción del hierro gris, fue diseñado el hierro maleable, el cual se obtiene por tratamiento térmico del hierro blanco y donde el grafito aparece en forma de nódulos, pero el costo de estas producciones es muy superior al del hierro gris (García, 2001).

Rivera *et al.* (2001); Matic y Geltmacher (2001) plantean que en búsqueda del aumento del módulo de elasticidad del hierro fundido, surgió hace relativamente pocos años el hierro esferoidal, al cual le llaman hierro dúctil, por el incremento que sufre esta propiedad. Sin embargo estas aleaciones no son las más empleadas en el caso donde las piezas producidas trabajan en condiciones que predomina el desgaste abrasivo, donde el hierro blanco presenta un mejor comportamiento y aún superior los hierros de elevada aleación, pero estos últimos tienen el gran inconveniente de ser prácticamente no maquinables.

1.4. Características de los hierros de elevada aleación

Petty (1968) y Walton (1981) clasifican a los hierros de elevada aleación como un grupo independiente de aleaciones de hierro fundido, donde las propiedades dependen directamente de la influencia de los elementos de aleación. En estas aleaciones de hierro fundido, el contenido de aleación está bien 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 para producir hierros de elevada aleación. Sin embargo, esta afirmación es solo aplicable cuando la suma total de los elementos de aleación está muy por encima de 4 % (Cheng *et al.*, 2009).

Sy (1959); Petty (1968) y Krause (1969) señalan que los elementos como el cobre y el níquel tiene un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica, sin embargo, 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. El manganeso favorece la formación de carbono combinado, además de tener una afinidad especial con el azufre, lo cual le proporciona una aplicación insustituible.

Las influencias de los elementos de aleación en el hierro fundido, pueden dividirse en dos direcciones fundamentalmente: en el estado y distribución del carbono y en el control de la transformación de la austenita como señalan Ennis y Quadakkers (2007).

1.5. Efectos de los elementos de aleación en los aceros

Según Domínguez (2017), los hierros fundidos pueden ser divididos en dos grandes familias, los hierros fundidos ordinarios a base de hierro, carbono, silicio, manganeso, fósforo y azufre y los hierros fundidos aleados, donde son adicionados otros elementos como cobre, vanadio, titanio, cobalto, para mejorar propiedades mecánicas y de superficie.

Como fundiciones ordinarias pueden ser clasificadas las fundiciones gris, blanca, nodular, maleable, donde la diferencia en la microestructura depende básicamente de la forma de solidificación y de los procesos de grafitizado e inoculado utilizados (Babu *et al.*, 2002).

Ennis y Quadackers (2007) también plantean que 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.

Ciertos elementos como el silicio, aluminio, níquel y cobre, que se disuelven en la ferrita, la endurecen y la hacen aumentar su resistencia, siendo elementos que favorecen la grafitización. Los elementos de aleación modifican también, como en los aceros, la situación de los puntos críticos y además ejercen una acción muy importante y compleja de la grafitización.

Otros elementos como el cromo, manganeso, y molibdeno son formadores de carburos, esto son elementos que tienden a formar fundición blanca en vez de gris y dificultan la grafitización. Estos autores resumen que la influencia que ejercen los diversos contenidos de cromo, así como las microestructuras y características que se obtienen encada caso.

El cromo en porcentajes de 0,10 a 0,20 % afina la perlita y el grafito de las fundiciones ordinarias. Con 1 % de cromo se provoca ya la aparición de carburos de gran dureza, que, además, son muy estables a altas temperaturas. Con 2 % de cromo desaparece el grafito. La fundición gris se convierte en blanca y la proporción de carburos de cromo aumenta. Con 6% la matriz es perlítica y la cantidad de carburos que aparecen en la microestructura es ya muy importante.

Según Sare, (1997) el manganeso ejerce una acción opuesta a la del silicio, pues favorece la formación de carbono combinado, se combina fácilmente con el hierro y el azufre. El manganeso disminuye la temperatura de transformación eutectoide de la austenita, aumenta el intervalo de la austenita y disminuye la concentración de carbono en la transformación eutectoide y en la transformación eutéctica, un 1 % de manganeso disminuye la concentración de carbono en 0,06-0,07 %, pero aumenta la temperatura de transformación eutéctica en 3 °C aproximadamente. El manganeso se distribuye entre la austenita, la ferrita y la cementita, fundamentalmente en esta última y forma $(Fe,Mn)_7C_3$ y $(Mn, Fe)_{23}C_6$.

El manganeso en conjunto con el azufre ejerce también una cierta influencia contraria a la del silicio, y favorecen la formación de fundición blanca. Sin embargo, el manganeso y el azufre, cuando se encuentran formando inclusiones no metálicas de sulfuro de manganeso, no ejercen influencia favorable ni desfavorable en la formación de grafito, ni en la aparición de fundiciones grises o blancas. Además de estos tres tipos de fundición, se fabrican también desde hace muchos años (1722 aproximadamente) las fundiciones maleables.

Krause (1969), señala que el molibdeno es uno de los elementos de aleación más ampliamente usado con el propósito de elevar la resistencia del hierro gris. Es añadido en cantidades entre 0,20 y 0,75 %. Este elemento aumenta las propiedades del hierro a elevadas temperaturas. El módulo de elasticidad del molibdeno es muy alto, las adiciones al hierro fundido provocan un aumento del módulo de elasticidad de este material. Es un potente endurecedor, colabora con el cromo, el cobre y el níquel para endurecer la matriz.

En el diagrama Fe-C-Mo en su variante metaestable, se presentan unas cuantas fases de carburos: cementita aleada en la cual se disuelve hasta 2 % de molibdeno, tres carburos binarios y carburos MoC y Mo₂C. En general el molibdeno disminuye la solubilidad del carbono en la fase alfa. El elemento como tal no es un gratificador, ni un estabilizador fuerte de carburos, explicando por qué puede ser adicionado a la carga metálica sin variar prácticamente su carácter.

Los elementos como el cobre y el níquel tienen un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica de los hierros de elevada aleación, sin embargo, durante la transformación eutectoide dificultan la difusión del carbono promoviendo la formación de carbono combinado (Sy, 1959; Petty, 1968 y Krause, 1969).

1.6. Generalidades de las fundiciones aleadas al cromo

El cromo es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de materiales aleados. Se suele emplear en cantidades diversas, desde 0,3 a 30 %, según los casos, aumenta la dureza y la resistencia de los aceros, mejora la templabilidad, disminuye las deformaciones en el temple, aumenta la resistencia al desgaste y la inoxidableidad (Smith, 1998).

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 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, los carburos que forman los diferentes elementos de aleación son duros y frágiles, y en especial los de cromo y vanadio son más duros y resistentes al desgaste que los demás (Apraiz, 1975).

El cromo, desde un 5 % en peso, aumenta la resistencia a la oxidación del hierro en atmósfera seca, por eso para un satisfactorio comportamiento en atmósferas oxidantes, a temperaturas de hasta 750 °C, los aceros utilizados suelen ser de alto contenido en cromo. Simultáneamente, contenidos crecientes de cromo en solución sólida en el hierro, disminuyen la conductividad térmica de él y por tanto le confieren refractariedad (Belzunce, 2001; Bedolla-Jacuinde et al., 2003).

Callister (1999); Dogan et al., (1997) plantean que la presencia del cromo en el acero, además al formar un film superficial de su óxido, modifica la posición del hierro en la serie electroquímica, así el hierro, que sin cromo es anódico, pasa a comportarse catódicamente en medios acuosos cuando el porcentaje de cromo es superior al 12 % en peso.

Los aceros con más de 12 % de cromo reciben el nombre de aceros inoxidables, la resistencia a la corrosión resultará tanto peor cuando mayor sea el contenido de carbono debido a la presencia de carburos de cromo. En las zonas contiguas a estos carburos, disminuye el contenido de cromo (porcentajes inferiores al 12 %) formándose aureolas descromadas que pasan a ser anódica y son atacadas. Otra cualidad interesante del cromo es su efecto sobre las temperaturas críticas de transformación del hierro, amplía la estabilidad del hierro delta y también incrementa la temperatura de transformación del hierro γ en hierro α , es decir, tiene un carácter alfégeno (Khanna, 2002).

Según Pero-Sanz (2000) el cromo tiene cierta incidencia en la templabilidad de la austenita, la hace más estable a las transformaciones durante el enfriamiento continuo, disminuyendo su temperatura de inicio de formación en martensita.

Los aceros con altas proporciones de cromo, a pesar de ser enfriados lentamente, puede no tener lugar la transformación perlítica de la austenita, que requeriría descensos de temperatura aún más lentos y aquella austenita se transformará parcialmente en martensita y quedará, a temperatura ambiente, una cierta proporción de austenita residual sin transformar.

Según Tabrett (2000) son los carburos eutécticos presentes en su microestructura los responsables de esta buena resistencia que además mejora al aumentar su porcentaje, sin embargo, estos carburos influyen críticamente en el comportamiento a fractura y la tenacidad del material disminuye a medida que la fracción de carburos aumenta. La matriz austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúa de soporte de los carburos, previniendo la fractura y el desconche de los mismos.

Verdeja (1994); Pero-Sanz (2000); Dogan y Hauk (1997), consideran que el cromo aumenta además la templabilidad, la resistencia a elevadas temperaturas, así como las temperaturas de temple, recocido y normalizado, disminuye ligeramente la tendencia al sobrecalentamiento y la ductilidad no siendo así para contenidos superiores al 1,5 %.

Según Durman (1970) en los aceros de baja aleación, en presencia de Ni y Mo, aumenta la templabilidad, este elemento forma un óxido de alta temperatura de fusión y de difícil eliminación, reduce la velocidad de temple, disminuye el crecimiento del grano y retarda la descarburación periférica, dando mayor profundidad de temple.

La austenización de las fundiciones al cromo es crítica para la obtención de microestructuras endurecidas con alta dureza final, pero se sabe que existe un rango de temperaturas para el cual estas fundiciones alcanzan la máxima dureza. Dicha temperatura es la que ocasiona la óptima disolución de los carburos de aleación en la austenita sin que se genere una fracción excesiva de austenita retenida. Suele estar en los 1025°C, dependiendo del contenido en cromo de la fundición (Tabrett, 1996).

La dureza y microdureza tras los tratamientos de temple se ven modificadas en el curso de los dos tratamientos posteriores de revenido. En general, después del primer revenido tras

un temple corto (5 h), se produce un aumento de la dureza y microdureza en todo el rango de temperaturas de revenido con respecto a las obtenidas tras el temple en las dos calidades ensayadas.

Esto es debido a la precipitación que tiene lugar durante el mantenimiento a la temperatura de revenido de un número considerable de carburos de pequeñas dimensiones en la zona central de los granos y a la transformación de la austenita retenida en martensita que tiene lugar en el enfriamiento subsiguiente.

Tras el segundo revenido, en el caso del acero alto en cromo templado durante 5 y 12 horas a 1000°C se reduce levemente la dureza y la microdureza respecto a la obtenida tras el revenido simple y sus valores van decayendo con la temperatura, debido al fenómeno de sobre revenido de la martensita (Fernández, 2004).

1.6.1. Formación de la fundición blanca aleada al cromo

Las fundiciones aleadas al cromo son empleadas en la fabricación de elementos expuestos a situaciones en las que el producto debe soportar simultáneamente acciones de desgaste abrasivo e impactos, como ocurre en las instalaciones de trituración y molienda, clasificación granulométrica o sistemas de bombeo de mezclas de líquidos-sólidos abrasivos (Fernández-Pariente, 2006). Zhang (2002) plantea que el empleo de estas fundiciones blancas requiere de un previo tratamiento térmico para mostrar un buen comportamiento mecánico, dureza, resistencia al desgaste y tenacidad en ciertas temperaturas de trabajo entre 200 y 600°C.

Se le da el nombre de fundición blanca por el aspecto de su fractura, que tiene un color blanco mate. Se forma al enfriar rápidamente la fundición de hierro desde el estado líquido, siguiendo el diagrama hierro-cementita metaestable (Belzunce-Varela, 2006) o en compuestos de aleación donde se añaden elementos como cromo, níquel y molibdeno. En el período de enfriamiento, la austenita solidifica a partir de la aleación fundida en forma de dendritas. A los 1148°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.

Las fundiciones blanca son tratadas térmicamente en disimiles formas, con el objetivo de obtener de ellas el mayor rendimiento en al medio de trabajo. Un enfriamiento rápido en el proceso de fundición evita la grafitización de la cementita. Si se calienta de nuevo la pieza colada a una temperatura de 870°C el grafito se forma lentamente adoptando una forma característica conocida como carbono de revenido, resultando la fundición maleable, debiéndose mencionar que un gran tonelaje de hierro fundido blanco se emplea como materia prima para la manufactura de hierro fundido maleable (Walton,1981).

La matriz de la fundición puede ser ferrítica o perlítica si la aleación se enfría más rápidamente a partir de los 727°C al final del tratamiento de maleabilización. Las fundiciones maleables se utilizan en la fabricación de partes de maquinaria agrícola, industrial y de transporte (Ennis y Quadakkers, 2007).

En Dogan (1997) se plantea que el conformado de todos estos productos se realiza mediante técnicas de moldeo, directamente, a partir del caldo líquido. En las fundiciones hipoeutécticas, la 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 carburos.

Las especificaciones de la norma ASTM A 532 (ASTM International, 2004) e ISO 21988 (ISO 21988: 2006) recoge los requisitos de composición y dureza de las fundiciones blancas utilizadas para aplicaciones de alta resistencia a la abrasión. El cromo, conjuntamente con el carbono, es el elemento de aleación fundamental utilizado en las fundiciones blancas. El cromo es un elemento que posibilita la formación de diferentes variedades carburos, en dependencia de los contenidos de carbono en la aleación (Huggett y Ben-Nissan, 2007).

Por su elevada resistencia a la abrasión, las fundiciones blancas son particularmente adecuadas para aplicaciones que incluyen desgaste o simultáneamente acciones de desgaste abrasivo e impactos causados por minerales como es la fabricación de equipos de trituración y molienda, clasificación y sistemas de bombeo (Fernández-Pariente y Belzunce-Varela, 2006; Claasguss Gmbh, 2012). En otras ocasiones, el empleo de estas fundiciones requiere un buen comportamiento mecánico, dureza, resistencia al desgaste y

tenacidad a temperaturas elevadas (200-600°C), como es el caso de los cilindros de trabajo de los trenes de laminación que se utilizan en el conformado de las aleaciones metálicas (Blazevic, 2002; Mammeri *et al.*, 2003 y Ziadi *et al.*, 2005).

Autores como Zhang *et al.* (2001); Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006) han demostrado los beneficios del tratamiento térmico en el mejoramiento de las propiedades de las fundiciones blancas; pero a su vez, la minimización de los tiempos operacionales en los tratamientos térmicos constituye cada día una prioridad para los metalúrgicos por los incuestionables efectos económicos y ambientales asociados. Estos autores investigan en cómo obtener una mayor dureza y resistencia al desgaste en los hierros blancos de medio y alto contenido de cromo, sin tener en cuenta que una mejora en la maleabilidad de metal también puede ser uno de los factores que incrementen la resistencia al desgaste del hierro fundido blanco en dependencia del desgaste abrasivo imperante en el régimen de trabajo.

1.7. Proceso de solidificación del hierro

Al inicio de la solidificación, si el enfriamiento es lo suficientemente rápido o si existen estabilizadores de perlita, tales como el Sn y el Sb, la austenita que rodea al grafito se transformará en perlita. Por otro lado, si el enfriamiento es extremadamente lento, la austenita que rodea al grafito se transformará en ferrita ya que la cementita (Fe_3C) que está presente tendrá el suficiente tiempo para estabilizarse y descomponerse en grafito y austenita que a su vez se convertirá en ferrita (Tiedje y Pedersen, 2007).

En los hierros fundidos se pueden presentar una matriz completamente ferrítica o perlítica pero es más común tener una mezcla de ferrita y perlita. La matriz completamente ferrítica es producida por un tratamiento térmico de templado, mientras que la matriz completamente perlítica es a menudo producida por un tratamiento térmico de normalizado (enfriamiento al aire) (Dardati, 2005).

Además de presentarse diversas matrices con diferentes velocidades de solidificación existen según Chávez *et al.* (2006) diferencias que distinguen al hierro gris y el hierro nodular al momento de la transición del grafito al pasar de una forma de hojuela o una forma de nódulo. Siendo lo más significativo que durante la solidificación del hierro nodular, el grafito empieza a precipitar en el hierro líquido en forma de nódulos al ser una

fase más estable causando una expansión en un mayor grado y con más fuerza que el hierro gris.

Los mecanismos de solidificación del hierro y las microsegregaciones resultantes son aspectos de la metalurgia que aún no son completamente entendidos, a pesar de significantes esfuerzos de investigación. Concretamente, existen tres teorías de solidificación que proponen modelos matemáticos que permiten la predicción de tamaños de grano y distribución en el proceso de fundición, dos de ellas son modelos clásicos y la última ha sido propuesta por Boeri y Sikora (2002).

El contenido en carbono considera Okamoto (2000) y Moffat et al. (2001) determina el tipo de evolución dendrítica durante el enfriamiento de la aleación, así como las propiedades mecánicas que éstas adoptan con la evolución de las estructuras de crecimiento en la matriz solidificada. Es por ello que una de las clasificaciones para las fundiciones consiste en su designación por su tenacidad cuando ésta es sometida a tensión, la cual está directamente influenciada por el contenido en carbono que presenta en su composición.

Plantea Olsen *et al.* (2010) que la mayoría de las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente por debajo del 4,3 %, es decir, son de carácter hipoeutéctico. Las secuencias de fases durante la solidificación se pueden estudiar con la versión simplificada del diagrama ternario hierro-carbono-silicio tomadas en el 2 % de Si.

Según Ecob (2010) el tamaño de la dendrita se rige por el equivalente de carbono; así, bajos equivalentes producen dendritas relativamente grandes, dado que el intervalo de temperatura entre las líneas líquidas y eutéctica es mayor para estas aleaciones que para las fundiciones con equivalente de carbono más elevado. Un enfriamiento rápido promueve una morfología fina para las dendritas. El contenido de carbono del líquido aumenta hasta alcanzar la composición eutéctica del 4,3 %.

Una vez que es alcanzada esta composición, el líquido se transforma en dos sólidos. El tipo de sólido formado depende de si la solidificación es después de la reacción eutéctica metaestable o estable. Se forma carburo de hierro (Cementita, Fe_3C) y austenita (γ) durante la reacción metaestable y se forma grafito (C) más austenita (γ) durante la reacción estable.

1.8. Tratamiento térmico de la fundición blanca

En el proceso de tratamiento térmico de la fundición ocurren las mismas transformaciones que en el acero. Guirshovich (1966) considera que estos se aplican por el hecho de que durante el calentamiento de las piezas fundidas se desarrolla el proceso de grafitización que cambia complementariamente la estructura y, por lo tanto, las propiedades de la fundición.

El tratamiento térmico de estas fundiciones consiste en una austenización (Walton, 1981) 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.

Un mantenimiento a temperaturas dentro de rango de 860 a 880°C, se obtiene una austenita suficientemente aleada y con un contenido alto de carbono, templable, que se transforma parcialmente en martensita si es enfriada en un medio templante Guirshovich (1978).

Queda, sin embargo, después del temple, una fracción importante de austenita retenida, que debe eliminarse tras dos o, incluso, tres tratamientos de revenido con el objetivo 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 (Dogan *et al.*, 1997 y Zhang *et al.*, 2001).

El conformado de todos estos productos 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 (Dogan *et al.* 1997).

Granlun (1999) observó que en el calentamiento a temperaturas superiores a la temperatura del eutectoide (723°C), el material con agregado de ferrita y carburos, la transformación de la matriz ferrítica a austenita ocurre rápidamente, mientras que la disolución de los carburos en la austenita, ocurre lentamente.

Trabajos posteriores resaltaron la importancia de los precipitados de cementita en la ferrita en el proceso de nucleación de la austenita (Speich y Szirmae, 1969; Hillert, 1971; Kinoshita y Ueda, 1974), estos autores concluyeron que el crecimiento de la austenita es controlado por la disolución de la cementita y dieron una idea de la complejidad de la transformación, pues la austenita nuclea y crece en una microestructura compuesta por dos fases, las cuales presentan grados diferentes de estabilidad.

1.9. Resistencia al desgaste de los hierros fundidos

Se ha podido determinar que algunos autores han estudiado la resistencia al desgaste de los hierros fundidos, Ishikawa et al. (2001) propusieron un hierro fundido de elevado nivel de aleación, con el objetivo de ser empleado en aplicaciones donde se requiere resistencia al desgaste, para lograrlo emplean un hierro base con carbono entre 2 y 4 %, silicio hasta 1,5 % y manganeso hasta 1,2 %. Se le adiciona además cromo entre 6 y 20 %, molibdeno entre 2 y 12 % y vanadio entre 3 y 10 % o un contenido de wolframio hasta 20 %.

Establecen como condición que $\% \text{ Mo} + 0,5 \% \text{ W}$ sea mayor que 0,32 ($0,5 \% \text{ Cr} + \% \text{ V}$). Con este nivel de aleación obtuvieron carburos del tipo M₆C en los límites de los granos de los carburos primarios, con un tamaño de partícula de hasta 3 μm y una densidad de 0,05 g/mm³. Precisan los autores que una aleación como esta posee una resistencia al desgaste abrasivo elevada, pero el costo de producción ya no resulta tan bajo como el de los hierros fundidos no aleados y la presencia de los carburos del tipo M₆C en los límites de los granos de los carburos primarios, además de proporcionar una elevada dureza, harán prácticamente no maquinables a las piezas obtenidas con este material.

Otros autores como Hiroaki et al. (2001) proponen hierros de elevado nivel de aleación resistentes al desgaste, a partir de un hierro de elevado contenido de cromo, pero hipereutéctico, con carbono entre 3,7 y 4,5 % y con nitrógeno entre 0,10 y 0,40 %. De este modo se mantiene la resistencia de los hierros hipoeutécticos, pero los carburos secundarios que se obtienen después del temple, debido al elevado contenido de carbono,

aumentan considerablemente la dureza de la base metalográfica y por lo tanto incrementan la resistencia al desgaste. Tampoco una aleación como esta resulta maquinable y el proceso de tratamiento térmico indudablemente elevará los costos de su producción.

Masaaki et al. (2001) proponen el uso de un hierro de elevado contenido de cromo y alto carbono, pero la acción del wolframio y el niobio actúan en la región hipoeutéctica, obteniéndose carburos de mayor dureza y con la tenacidad de los hierros aleados de elevado contenido de cromo. Las piezas fundidas obtenidas con este material pueden presentar una dureza del orden de 69 HRC. Con semejante dureza indiscutiblemente se eleva la resistencia al desgaste, pero la maquinabilidad se limita notablemente y los costos se elevan dado el nivel de aleación y los elementos empleados.

Algunos autores entre los que se encuentran Yuanzhong y Maorang (1998); proponen un hierro fundido con muy bajos contenidos de azufre y fósforo (0,01 a 0,025 %) con alto silicio (2,0 a 3,4 %) y la adición de cobre, cromo y molibdeno por debajo de 2 %, además de emplear un elemento tierra rara (0,025 a 0,03 %) unido a un metal no ferroso.

Según los autores, con esta aleación se pueden producir impelentes para bombas centrifugas, 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 los impelentes obtenidos con un hierro de elevado contenido de cromo y medio contenido de manganeso.

Luo (1994) propone el empleo de un nodulizante de bismuto y un hierro base con bajo contenido de carbono (2,0 a 2,8 %), pero se emplea como aleantes el manganeso (1,5a10%), el cobre (0,8 a 2 %), el vanadio (1,0 a 2,0 %), también señala que pudieran emplearse cromo o wolframio, todo con el objetivo de obtener moldes de estampado en caliente y enfriamiento en agua.

En esta propuesta no solo cabe el señalamiento sobre el empleo del nodulizante y el equipamiento requerido, sino también el nivel de aleación utilizado para algunos elementos, lo cual encarece el proceso de producción.

Algunos autores entre los que se encuentran Kunio (1991) propone, con el objetivo de obtener bloques de freno, un hierro donde hay presencia de grafito, el cual sirve como lubricante en un par de fricción y la adición de molibdeno (0,3 a 2 %) a un hierro de alto

contenido de carbono (3,5 a 4,0 %) y silicio (1,4 a 2,5 %), para obtener una estructura acicular, la cual presenta alta capacidad de amortiguamiento y alta conductividad térmica, para disipar el calor que se produce durante la fricción al aplicar los frenos a alta velocidad. Por supuesto que el mecanismo de desgaste que prevalece en este proceso no es abrasivo.

1.10. Conclusiones del Capítulo I

El análisis de las fuentes bibliográficas consultadas permite plantear las siguientes conclusiones:

- En la búsqueda bibliográfica realizada quedó establecido que las fundiciones blancas aleadas al cromo presentan buen comportamiento para trabajar en condiciones de elevada abrasión por su alta resistencia y dureza.
- Aunque de modo general aparece descrito en la literatura el efecto de los elementos de aleación sobre las estructuras y las propiedades de los hierros fundidos, es escasa la información sobre las propiedades de la fundición blanca de tipo X28H2, para ser empleada como impelente de bombas Warman.
- Los hierros de elevada aleación se clasifican como un grupo independiente de aleaciones de hierro fundido, donde las propiedades dependen directamente de la influencia de sus elementos aleantes.

CAPÍTULO 2.
MATERIALES Y MÉTODOS

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Es de suma importancia el tratamiento de aleaciones mecánicas con vista mejorar sus propiedades mecánicas como la tenacidad, la dureza, la resistencia a la corrosión, al desgaste entre otras. Los hierros blancos para construcciones mecánicas se encuentran entre los materiales de interés para diversas investigaciones. Estos se emplean en la fabricación de piezas que están solicitadas a grandes esfuerzos, como impelentes de bombas y bolas de molinos.

En este capítulo se plantea como **objetivo** establecer la metodología relacionada con la preparación de muestras, así como la relación de máquinas y equipos a emplear en la experimentación.

2.2. Generalidades del proceso de obtención de la aleación

La fusión de la aleación se realizó en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, con capacidad de 1 t. La temperatura de fusión de la aleación metálica estuvo alrededor de los 1 550°C y la temperatura de vertido próximo a 1 600°C.

Para la distribución de la composición química del producto se seleccionaron materiales como el arrabio, FeMn, Fe Cr, Ni-Sinter, palanquilla y carbón antrasita (ver tabla 2.1). Se comprobó que los mismos estuviesen limpios de grasa y suciedad, teniendo un tamaño tal que no dañen el revestimiento del horno. El proceso de pesaje se realizó en una balanza digital de pesaje industrial.

Las altas temperaturas de colada agravan los problemas de contracción, micro rechupes y estructura dendrítica grosera. Es importante el control de la temperatura de colada si las secciones de las piezas son groseras., debiéndose colar a bajas temperaturas para evitar los problemas de la contracción líquida (rechupes), penetración del metal en el molde y sinterización de la arena.

Las bajas temperaturas de colada son efectivas para el control del tamaño de las dendritas y para evitar que el eutéctico de carburo tenga una estructura grosera. Las piezas con un espesor de 102 milímetros son cargadas desde 1 345 hasta 1400 °C, se utilizan mayores

temperaturas si las piezas presentan menor espesor, donde se tiene presente la configuración de las piezas al seleccionar la temperatura de colada.

Con el objetivo de obtener las probetas con la calidad posible se realizó el proceso de moldeo según la instrucción 08-I-027 (2008), por medio del proceso manual empleando mezclas de resina furánica autofraguante. Este producto de arena que endurece en poco tiempo una vez vertido dentro de la caja de moldeo responde a los requerimientos del proceso tecnológico como permeabilidad, resistencia, penetrabilidad al gas, el poder gasógeno e higroscopicidad.

Tabla 2.1. Materiales de la carga.

Materiales	Chatarra Ac Ct-3	Palanquilla	Ni sinter	FeCr	Fe Si 75	FeMn	Carbón Antracita
Masa (kg)	52	16	2,3	29	1,067	0,2	1

Luego de realizado el proceso de fundición, se realizó la limpieza de las probetas, empleando la maquina 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 & Schemmann Maschin GmbH Schwerter Str. 2000.

2.3. Obtención de las probetas metálicas

La probeta metálica (figura 2.1) se obtiene mediante el vertido del metal líquido en un molde previamente confeccionado a partir de una plantilla de madera. Luego del vertido, la aleación se solidifica y da lugar a la misma.



Figura 2.1. Probeta obtenida producto del moldeo.

La solidificación debe ser lenta, con el objetivo de disminuir el surgimiento de tensiones internas. Es importante que las molduras tengan la menor cantidad de tensiones posibles. Esto se logra a través de la correcta temperatura de fusión, luego de que los elementos sobrepasan la zona de deformación plástica. Al disminuir la temperatura y la aleación pasa al estado elástico, estas tensiones se agrupan y crecen hasta su máxima expresión en el momento del desmoldeo.

Una vez desmoldeada la pieza estas tensiones se eliminan en parte, pues se termina el frenado de la contracción. Las tensiones de contracción se suman a las tensiones térmicas, y producen tensiones lineales y elásticas en las partes gruesas de las piezas.

Las tensiones de fase aparecen en el momento de cambios alotrópicos o de fases cuando la nueva fase y la anterior se diferencian en volumen específico a la temperatura de deformación elástica.

2.4. Composición química según las normas ASTM y SAE

De acuerdo con las normas americanas American Society for Testing Materials (ASTM) y la Society of Automotive Engineers (SAE), la composición química estándar de esta aleación es la que se muestra en la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Composición química del Hierro Blanco X28H2 según norma AISI-SAE.

Carbono	Silicio	Manganeso	Cromo	Molibdeno	Níquel	Hierro
2-3%	1,5% max	2% max	23-30%	3% max	2,5% max	Balance

Según la composición química mostrada en la tabla 2.2 y las normas relacionadas se corresponde con un hierro blanco, también denominado por la norma DIN como Hierro X28H2. En este hierro los elementos fundamentales son el cromo, el níquel y el carbono.

Los hierros blancos con elevado cromo tienen una excelente resistencia a la abrasión y son usados efectivamente en bombas centrífugas, también se usan en la molienda y trituración de minerales. En algunas aplicaciones de este tipo de hierro las piezas deben soportar cargas de impacto. Son reconocidos, además como los de mayor combinación entre dureza y resistencia a la abrasión.

2.4.1. Influencia de los elementos componentes de hierro

Una de las ventajas del elemento níquel es evitar el crecimiento del grano en los tratamientos térmicos, lo que sirve para producir en ellos gran tenacidad. Hace descender los puntos críticos y por ello los tratamientos pueden hacerse a temperaturas ligeramente más bajas que la que corresponde a los hierros blancos. Experimentalmente se observa que con los hierros blancos con níquel se obtiene para una misma dureza, un límite de elasticidad ligeramente más elevado y mayores alargamientos y resistencias que con los aceros al carbono o de baja aleación.

En la actualidad es muy utilizado su empleo, pero sigue siendo un elemento de aleación indiscutible para los hierros blancos empleados en la fabricación de piezas para bombas centrífugas, bolas de molinos rotatorios de clínquer, entre otros.

Los hierros con cromo de mayor utilidad son los hierros blancos, de gran resistencia mecánica con aproximadamente 28 % de cromo y de 0,50 a 2,963 % de carbono, aleados según los casos, con níquel y cromo para piezas de gran espesor, con resistencias variables de 700 a 1 500 MPa.

El molibdeno mejora notablemente la resistencia a la tracción, la templabilidad y la resistencia al creep de los hierros blancos. Añadiendo solo pequeñas cantidades de molibdeno, se disminuye o elimina casi completamente la fragilidad, que se presenta cuando estos hierros son revenidos en la zona de 450 a 550 °C, mejora también la resistencia de los mismos en caliente y reemplaza al wolframio en la fabricación de los aceros rápidos, pudiéndose emplear para las mismas aplicaciones aproximadamente una parte de molibdeno por cada dos de wolframio.

El molibdeno se disuelve en la ferrita, pero tiene una fuerte tendencia a formar carburos. Es un potente estabilizador de los carburos complejos y tiende a retardar el ablandamiento de los hierros, durante el revenido.

2.5. Obtención de la cantidad de elementos en la aleación

2.5.1. Obtención del contenido de manganeso

En las fundiciones el contenido de manganeso se modifica en función de la matriz deseada. Esta, 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 (Belzunce, 2001).

La consecuencia del azufre puede ser balanceada con la presencia de manganeso. Cuando no existencia de este en el hierro, el indeseable compuesto sulfuro de hierro (FeS) se forma en el límite de grano. En presencia del balance del azufre con el manganeso, se crea el sulfuro de manganeso (MnS). Este resulta menos dañino porque se orienta dentro del grano.

La relación adecuada entre el manganeso y el azufre para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita se obtiene por la expresión 2.1, como sigue.

$$\%Mn = 1,7 \cdot (\%S) + 0,15 \quad 2.1$$

En esta expresión, %Mn y %S representan los por ciento de manganeso y azufre, respectivamente.

La cantidad de manganeso en la fundición, puede modificar la microestructura del carbono, porque 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 microestructuras perlíticas, genera así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro.

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

El porcentaje de carbono equivalente de la fundición dependiendo de la relación con el carbono, el silicio y el fósforo, se obtiene por la ecuación 2.2, según Dardati *et al.* (2002).

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad 2.2$$

Aquí, %C_{eq} representa el por ciento de carbono equivalente, mientras que %C, %Si y %P, son los porcentajes de carbono, silicio y fósforo presentes en la aleación, en ese orden.

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 hipereutética durante la solidificación.

2.5.3. Obtención de la cantidad de carbono y silicio

Con el fin de lograr la cantidad de C y Si en la fundición, se emplean las curvas de enfriamiento. El contenido de estos elementos en una fundición solidificada metaestablemente puede calcularse en función de los valores de temperatura de transformación eutéctica, de la temperatura de arresto de líquidos (T_{AL}) y según las expresiones de cálculo 2.3, 2.4 y 2.5, aportadas por Dardati *et al.* (2004).

$$Si \left[\% = \frac{2085,4 - C_{ET}}{22,7} \right] \quad 2.3$$

$$C[\%] = \frac{(2994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \%Si)}{212,3} \quad 2.4$$

$$T_{AL} = 1569 - 97,3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right) \quad 2.5$$

Aquí, C_{ET} es el carbono equivalente total, expresado en % y T_{AL} es la temperatura de líquidos de la austenita, en grados Celsius.

2.5.4. Cálculo del carbono equivalente

Con el empleo del carbono equivalente se puede normalizar la composición química de un acero en un solo número, para indicar cómo influye en su templabilidad. Una de las formas de mayor uso se expone a continuación en la expresión 2.6.

$$C_{eq} = C\% + \frac{Mn\%}{6} + \left(\frac{Cr\% + Mo\% + V\%}{5} \right) + \frac{Ni\% + Cu\%}{15} \quad 2.6$$

Según la composición química del hierro se determina su templabilidad, donde el contenido de carbono es el que más afecta esta propiedad. Otros elementos químicos ejercen también influencia, como el manganeso, el cromo, el vanadio, aunque en menor escala.

2.5.5. Composición de las interfases

Para poder determinar las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interface 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 líquidos, sólidos 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 interfaces se determina por las expresiones de cálculo 2.7, 2.8 y 2.9 como sigue.

$$T_{AS} = 1528 - 177,9(C + 0,18 \cdot Si) \quad 2.7$$

$$T_E = 1154,6 + 6,5 \cdot Si \quad 2.8$$

$$T_{GL} = 389,1\left(C + \frac{1}{3} Si\right) - 503,2 \quad 2.9$$

Se tiene que T_{AS} es la temperatura de sólidos de la austenita y T_E es la temperatura eutéctica, ambas expresadas en grados Celsius (ver figura 2.2).

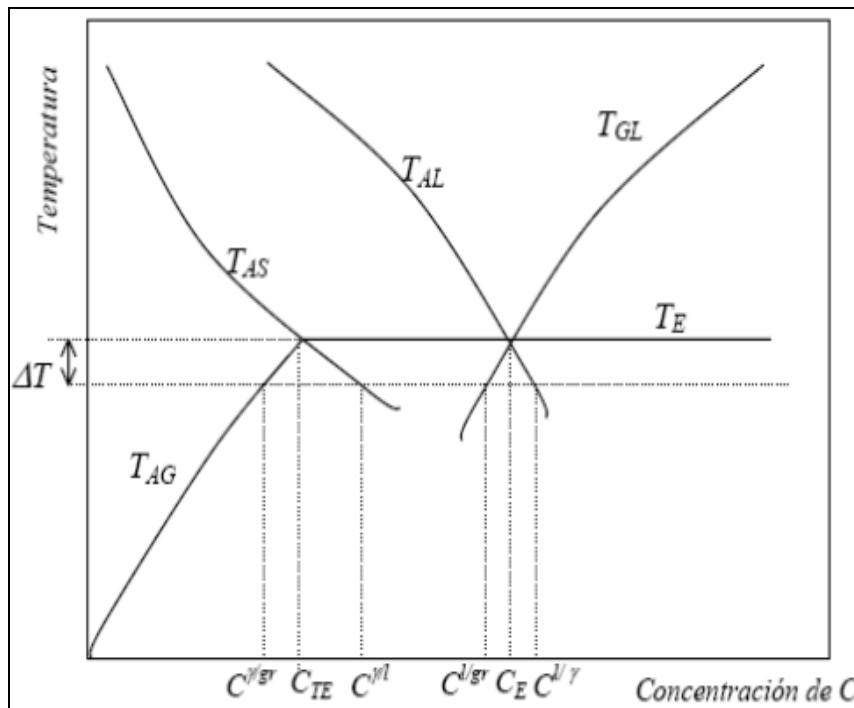


Figura 2.2. Región eutéctica del diagrama Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

El significado de las temperaturas T_{AL} , T_{AS} , T_E y T_{GL} (temperatura de líquidos del grafito) puede observarse en la anterior figura 2.2 que se corresponde con un sector del diagrama de equilibrio Fe-C-Si para un determinado porcentaje de silicio.

Por intersección entre T_{AS} y T_E se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica. Esto se representa por la expresión 2.10.

$$C_{TE} = 0,8 - 0,216 \cdot Si \quad 2.10$$

De las ecuaciones anteriores se procede a despejar los porcentajes de carbono en la zona de la interfase correspondientes a cada fase y cada temperatura. En todos los casos, las concentraciones de equilibrio de carbono en las interfaces se obtienen mediante las expresiones de cálculo establecidas por Heine (1986) y Boeri (1989) (ver ecuaciones 2.11 y 2.12).

$$C_{l/\gamma} = \frac{1}{9,73} (1569 - T - 24,32 \cdot Si) \quad 2.11$$

$$C_{\gamma/l} = \frac{1}{117,9} (1528,4 - T - 32 \cdot Si) \quad 2.12$$

De aquí se conoce que T es la temperatura en $^{\circ}C$, $C_{l/\gamma}$ 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.

2.6. Preparación de las muestras

La metalografía microscópica estudia las características estructurales y de constitución de los productos metalúrgicos con la ayuda del microscopio metalográfico, para relacionarlos con sus propiedades físicas y mecánicas. La preparación defectuosa de las probetas puede introducir defectos por deformaciones, rayas, arranques de material, elementos extraños, bordes redondeados o daños térmicos.

Se realizaron varias operaciones para obtener las propiedades de la fundición blanca X28H2, las mismas se resumen en el orden siguiente (NC 10-56:86 y ASTM E3-95).

1. Corte de la muestra.
2. Desbaste y pulido.

2. Montaje y preparación de la probeta.
3. Ensayo de dureza.
4. Obtención de micrografías.
5. Obtención del por ciento de microconstituyentes.

Corte: las muestras cortadas son de diámetro 30 mm (Norma ASTM E 92), se realizó el corte con una cuchilla SANDVIK con vástago CNGA R 25 25 M 12, plaquita T-MAX-CUT 12 04 12 de calidad T 025 20 (Coromant Corokey, 1996).

Pulido: El mismo se realizó con papeles abrasivos variando la granulometría del mismo al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina. Se emplearon lijas del tipo No 200, 400 y 600 (ASTM E 3-95), la lija se montó sobre una placa de vidrio, donde se cambió el sentido del lijado a 90° al pasar de un pliegue a otro para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permitió obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras.

Las muestras fueron pulidas en una pulidora metalográfica marca PM 52 D, como se muestra en la figura 2.3, ubicada en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa.



Figura 2.3. Pulidora metalográfica marca PM 52 D.

Los parámetros del equipo son los siguientes:

Voltaje de 220 V a 60 Hz, presenta un peso total incluido el motor de 115 Kg. La fabricación de la pulidora es del 2015 con un número de serie 201500001946 de procedencia italiana, llevada al mercado internacional por la firma echoLAB.

Es una máquina automática cuenta con dos platos y un soporte para múltiples muestras, la misma fue diseñada para la preparación de las probetas metalográficas utilizando como material de trabajo lijas de variadas granulometrías para el desbaste de las probetas y paños utilizados en el pulido o acabado de las probetas metalográficas.

Para su acabado final se utilizó un paño de fieltro grueso, se usó como sustancia abrasiva el óxido de cromo. Una vez pulida se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono (Cl_4C) para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir, se empleó la técnica de ataque químico. En el laboratorio de dicha Empresa se aplicó el ataque químico con la sustancia ácido nítrico (HNO_3).

2.6.1. Encapsulado de las muestras para la observación microestructural

Antes de las operaciones de desbaste y pulido, es necesario montar las muestras en un soporte (encapsulado) como muestra la figura 2.4, que garantice estabilidad durante los ensayos. Esta operación se realiza por medio de una máquina de encapsular de marca *echo RD*, de tipo MP 350 A. Para esto se emplea resina fenólica negra con una temperatura de fusión de 150-170°C durante un tiempo de 6-8 minutos, para luego enfriarse en el molde hasta los 60°C.



Figura 2.4. Encapsulado de las muestras para el análisis metalográfico.

2.6.2. Ataque químico empleado

El ataque químico se realiza empleando técnica manual por inmersión durante 15 segundos aproximadamente. Las probetas pulidas se lavan con agua destilada y se secan con papel de fieltro. Luego se vuelven a lavar con etanol para eliminar todo residuo de grasa. El reactivo a utilizar es el Nital, con 5 ml de ácido nítrico y 95 ml de alcohol etílico, recomendado por ASM Handbook (1992) para aceros al carbono, aceros aleados y fundición gris. Esta sustancia oscurece la perlita y da contraste entre sus colonias por lo que revela sus fronteras, además diferencia la ferrita de la martensita y aumenta la rapidez del ataque.

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

2.7. Observación microestructural

Para la presente investigación, el examen metalográfico se realiza a través de un microscopio óptico binocular, marca echoLAB, empleando aumento de 200X, como se muestra en la figura 2.5. El microscopio óptico está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la imagen metalográfica en el computador.

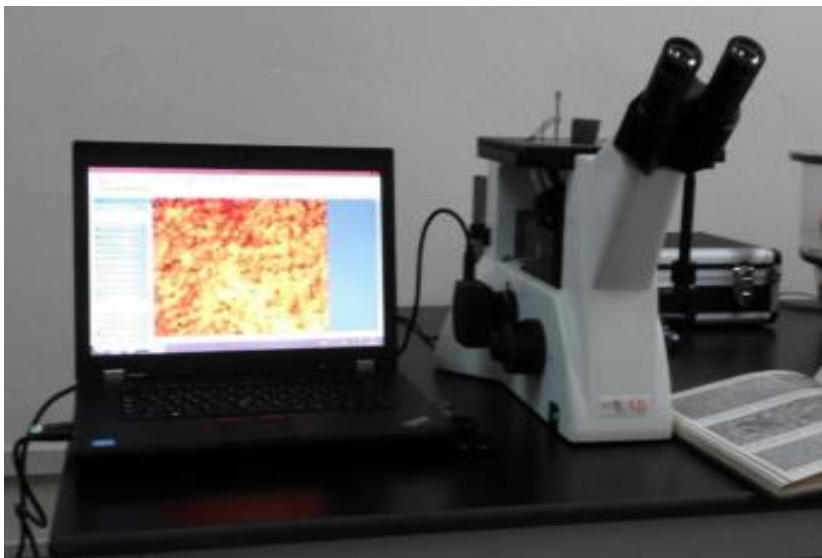


Figura 2.5. Microscópio óptico binocular.

El examen microscópico aporta información importante sobre la constitución del material en estudio, a su vez se pueden determinar características tales como forma, tamaño y distribución de los granos, inclusiones y microestructura metalográfica. La microestructura refleja la historia completa del tratamiento mecánico que ha sufrido el metal.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón del Hierro fundido X28H2.

Se emplea una muestra patrón de la aleación, para establecer similitudes entre esta y la estructura interna obtenida en el ensayo correspondiente, después de haber obtenido la fundición. La figura 2.6 se corresponde con la muestra patrón del hierro fundido.

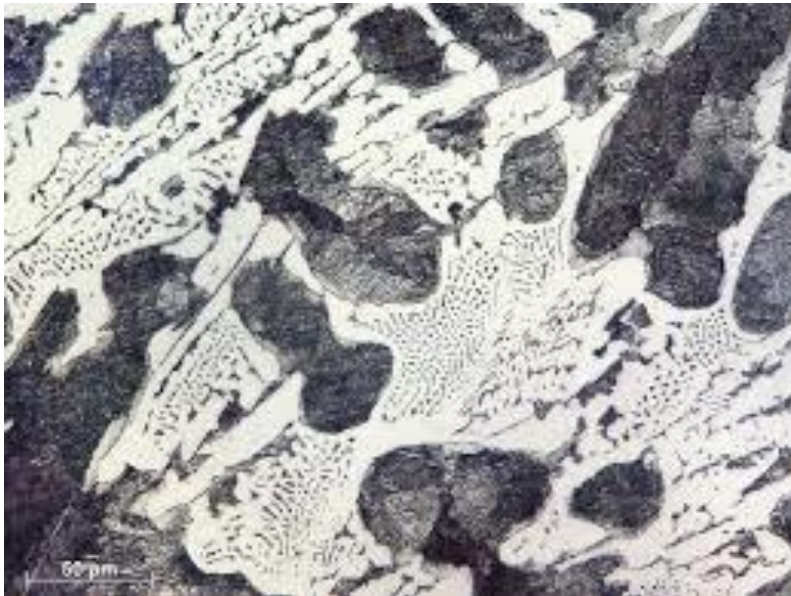


Figura 2.6. Muestra patrón de la fundición blanca

2.8. Obtención del por ciento de microconstituyentes

El por ciento de microconstituyentes fue determinado a partir de un hardware instalado al microscopio óptico. Este tipo de microscopio funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, lo que indica que poseen una estructura interna diferente.

Los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad.

2.9. Evaluación de las propiedades mecánicas

Es de suma importancia cuando se estudian aleaciones metálicas, emplear métodos de evaluación que permitan conocer físicamente y en breve tiempo algunas de las características más importantes de las aleaciones. Los métodos de ensayos no destructivos de dureza y microdureza son ideales para estimar comportamientos mecánicos en las aleaciones (Gresesqui, 2018).

2.9.1. Ensayos de dureza a la aleación X28H2

La dureza es uno de los parámetros que más influye el comportamiento de los materiales, se admite que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial, según (Alcántara *et al*, 2009). La dureza superficial es uno de los ensayos no destructivos conocidos. Por medio de este método obtienen en piezas ya elaboradas características mecánicas importantes en forma rápida.

La selección de cada uno de los niveles está determinada por el mayor o menor grado de tolerancia que se quiere calcular en el material, o lo que es lo mismo, por la mayor o menor homogeneidad en la estructura (Martínez, 1982).

Los ensayos de dureza se realizan en cinco puntos de la cara superficial de la probeta, con el empleo de un durómetro digital modelo HRS-ISO (Digital Rockwell Hardness Tester). Este se ubica en el Laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMMM y está especialmente diseñado para medir dureza superficial en aleaciones metálicas. Utiliza como penetrador un cono de diamante con un ángulo de 136° y expresa la dureza en HRC. La carga aplicada es de 1471 N en un tiempo de 15 segundos. La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido), para lograr que esta quede en posición horizontal y evitar desplazamientos del indentador y por tanto resultados erróneos.

Cuando se conocen los valores de la dureza obtenidos en cada una de las mediciones, se calcula el promedio (Media) de estas de forma individual a través de la expresión 2.13, estando al tanto de la cantidad de huellas realizadas en el experimento.

$$Media = \frac{\sum X_i}{n} = \frac{\sum_{i=1}^n HRC_i}{n} \quad . \quad 2.13$$

Aquí, X_i es el valor de i medición; HRC representa el valor de dureza en kgf/mm^2 y n el número de mediciones realizadas.

Luego se realizó la conversión de los resultados promedios obtenidos en HRC en otra escala de conversión (HV).

2.10. Conclusiones del capítulo 2

1. A lo largo de este capítulo quedaron establecidos los procedimientos metodológicos para determinar las propiedades metalúrgicas y mecánicas de la fundición blanca X28H2 obtenida por el proceso de fundición en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed De Beche” y ser empleado en empleada en la fabricación de impelentes de bombas Warman.
2. Mediante el cálculo y conocimiento de los parámetros: carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo, el contenido de carbono y silicio en la fundición y la composición en las interfaces, permitirán establecer la solidificación de la fundición blanca X28H2.
3. Se estableció que el análisis de los perfiles de dureza y del comportamiento microestructural se realizará en correspondencia con las diferentes zonas seleccionadas, así como el porcentaje de microconstituyentes presentes en la fundición blanca del tipo X28H2.

CAPÍTULO 3.
ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La realización de un análisis de los resultados arribados por la investigación, constituye un punto clave en la puesta en práctica de la solución más acertada para un determinado problema.

Luego de dejar establecido la fundamentación de los factores a investigar y explicar los métodos, procedimientos y condiciones experimentales para los análisis en la solución del problema, se procede a la discusión de los resultados a partir de la sistematización de los criterios y postulados que sustentan las teorías que corrobora en la veracidad de la hipótesis planteada. Por esta razón se plantea el siguiente **objetivo** para el presente capítulo:

Analizar los resultados logrados en el desarrollo de la investigación como la dureza exhibida y el comportamiento microestructural que permita verificar la veracidad de la hipótesis planteada.

3.2. Análisis de la composición química del X28H2

Tras la gran importancia de este análisis, se tuvo en cuenta la necesidad de fundir esas piezas usando aleaciones con elementos en la fundición que mejoren las propiedades mecánicas y químicas de las mismas. Por ende, se seleccionaron elementos que elevan la resistencia mecánica, la dureza, la resistencia al desgaste corrosivo, erosivo y abrasivo en las condiciones más cercanas a las de explotación.

El análisis químico del X28H2, como se observa en la tabla 3.1, se realizó empleando 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.

Tabla 3.1. Composición química de la aleación, en %

C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cu	Cr
2,962	1,067	0,63	0,046	0,0197	0,0001	2,251	0,038	28,669

Los elementos más representativos en esta aleación lo constituyen el Cr, el C, el Ni, el Si y el manganeso, según se puede observar en la anterior tabla.

Se estableció la relación entre el manganeso y azufre, según la ecuación 2.1 donde se consideró el porcentaje de azufre, de la cual lo que se obtuvo que el porcentaje de manganeso es de 0,81%Mn para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita, para obtener una estructura perlítica, se debe 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.

El contenido de carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo se calculó por la ecuación 2.2, donde para 2,962 % de carbono; 1,067 % de silicio y un 0,046 % de fósforo, el contenido total de Carbono equivalente es de 3,34 %.

Según el resultado obtenido en la anterior se plantea que, en relación a los tres elementos analizados, la fundición blanca X28H2 mantiene la condición de una aleación hipoeutéctica.

Se calculó el contenido de carbono y silicio en la fundición, a partir de un carbono equivalente total de 3,4 %, por lo que la cantidad de silicio calculado por la ecuación 2.3 es de 0,91 %, se calculó el contenido de carbono en función de la temperatura de arresto del líquido de la austenita con un valor de 1254,85°C; según la ecuación 2.5, por lo que, el % de C en adecuación a la ecuación 2.4 es de 7,93 %.

Según los elementos que se relacionan en la ecuación 2.6 el carbono equivalente de la fundición es de 3,4 %, 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).

Para un punto de fusión de la fundición blanca que se encuentra entre los 1 500-1 600°C y una temperatura de arresto del líquido de la austenita con un valor de 1 254,85°C, desde el estado líquido, se forman cristales de austenita que disuelven cada vez más carbono hasta llegar a la temperatura eutética, en donde el líquido remanente reacciona para formar el eutético martensita y cementita, criterio expuesto por (Rivera *et al.*, 2000).

El análisis de la composición en las interfaces, se calculó por la ecuación 2.7, la temperatura de sólidos de la austenita T_{AS} con un valor de 966,89°C y mediante la ecuación 2.8 la temperatura eutéctica T_E con un valor de 1161,54°C, de igual modo en la ecuación 2.9 se calculó la temperatura de líquidus del grafito (T_{GL}) con un valor de 787,70°C.

La máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica en correspondencia con el carbono total en la eutéctica se determinó por la ecuación 2.10, donde para un contenido de silicio de 1,067 % este contenido es de 0,57 %.

Para la determinación de los porcentajes de carbono se consideró una temperatura de fusión de 1 550°C. Según la ecuación 2.11 la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita $C_{l/\gamma}$ es 0,18 % y la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido $C_{\gamma/l}$ es de 0,19 %, según la ecuación 2.12, mediante los cálculos realizados en la ecuación 2.13 se determinó la dureza promedio y la misma es de 67,7 HRC.

Después de realizados los cálculos de las diferentes concentraciones de carbono, se puede verificar que la fundición blanca X28H2 presenta una solidificación hipoeutéctica (figura 3.1).

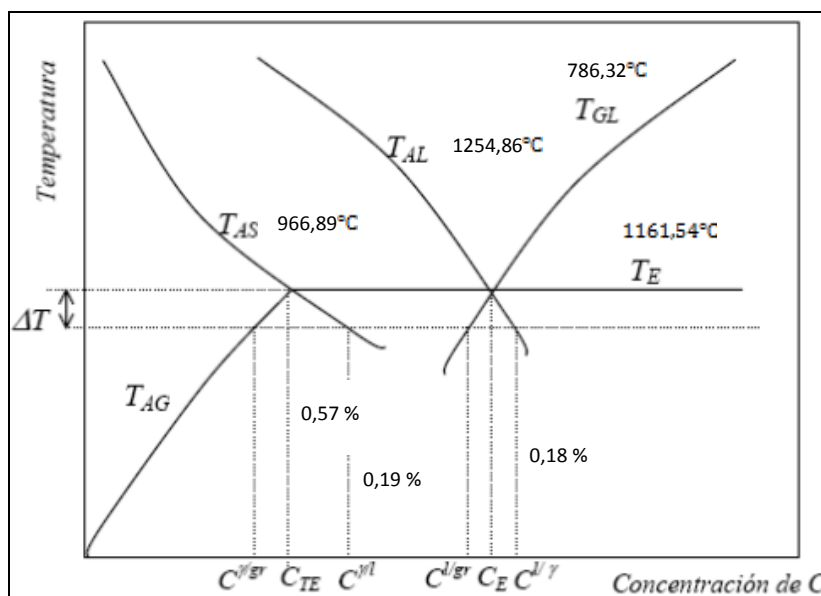


Figura 3.1. Resultados del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición.

La anterior figura permite facilitar la comprensión de los resultados del análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición, a través de la representación de los resultados obtenidos, donde la microsegregación y la concentración del silicio en la fundición, determina el porcentaje de soluto en el líquido e influye en las concentraciones de carbono correspondientes al equilibrio de las interfaces.

En la figura 3.1, las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutectoide, de manera que la temperatura al descender por debajo de dicha temperatura continúa la solidificación, lo cual, con estas prolongaciones, fueron calculadas las concentraciones de las distintas fases en las interfaces.

3.3. Análisis microestructural del X28H2

En la figura 3.2 se observa la estructura interna de una muestra de X28H2.

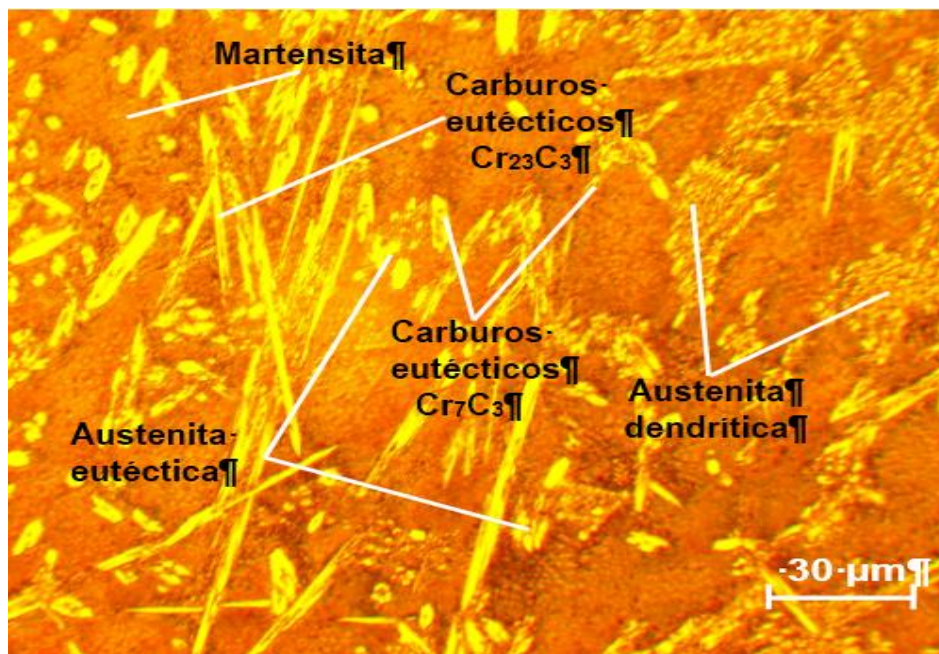


Figura 3.2. Microestructura de la aleación en bruto de colada.

En las estructuras, en estado bruto de colada, se observa la presencia de carburos de cromo del tipo Cr₇C₃ y Cr₂₃C₆ eutécticos y austenita eutéctica en estado de suministro, comportamiento propio de una fundición hipoeutéctica, así como la martensita, siendo menor la fracción volumétrica de austenita retenida.

El carburo Cr₂₃C₆, puede precipitarse durante el enfriamiento o calentamiento en el rango de temperaturas entre 500 y 850 °C. Generalmente se realiza un tratamiento de recocido

para disolver los carburos a altas temperaturas (mayor 1 050 °C), debido a que el carburo es soluble en austenita a altas temperaturas. Su composición es variable y están compuestos principalmente entre el 9 y el 30 % de cromo y de 1 a 2 % de carbono. Presenta una estructura cúbica centrada en las caras, criterio que ha sido expuesto por Sourmail (2001) y David *et al.* (2001).

El carburo Cr_7C_3 , es una fase menor y no existe ninguna mención sobre la inestabilidad del Cr_{23}C_6 con respecto a este tipo de carburo, se reporta que el Cr_{23}C_6 permanece como el principal carburo en estructuras austeníticas, incluso después de largos tiempos de permanencia. El Cr_7C_3 es resistente a la disolución a elevadas temperaturas y se pueden formar durante un tratamiento posterior a la solidificación, presenta una estructura hexagonal según los criterios de Hao- Huai (2007).

Por las características obtenidas en estas estructuras, se puede plantear que es una fundición blanca de la denominada tipo hipoeutéticas que se utilizan frente al desgaste, estructuralmente está caracterizada por la presencia de cementita en proporciones en correspondencia con el contenido de carbono (2,76 %), lo que da lugar a que su dureza sea alta y consecuentemente también su fragilidad, lo que crece con este contenido, al tiempo que disminuye su resistencia a tracción. Debido a su gran fragilidad es por lo que presenta características para la fabricación de las volutas de las bombas centrífugas, ya que esta estructura le infiere una alta resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque, según criterios de Suárez-Sanabria y Fernández-Carrasquilla (2006).

Los resultados de desgaste están muy influidos por la rugosidad superficial, por lo que es preciso realizar una preparación previa superficial con el objetivo de uniformar el acabado superficial de las fundiciones y minimizar la influencia del mismo, lo que ha sido expuesto por Li *et al.* (2005).

Con esta aleación se pueden producir bolas para pulverizar minerales, con 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).

3.4. Análisis del por ciento de microconstituyentes

Los granos que se observan al microscopio como microcomponentes del acero, pueden pertenecer a alguna de las fases, o mezcla de fases, que están presentes en todo acero. Los granos, a su vez, están formados por agregados de cristales. Son estos cristales los que van a determinar en gran medida las propiedades del acero. En algunos casos, especialmente en materiales aleados, aparecerán otras fases, como carburos y nitruros, que otorgarán favorable o desfavorablemente, propiedades diferenciadas a ese tipo de aleación.

El por ciento de microconstituyentes presentes en la probeta en bruto de colada se muestra en la figura 3.3, con sus respectivos datos de las fases (tabla 3.2). Los mismos están en correspondencia con el análisis microestructural realizado.

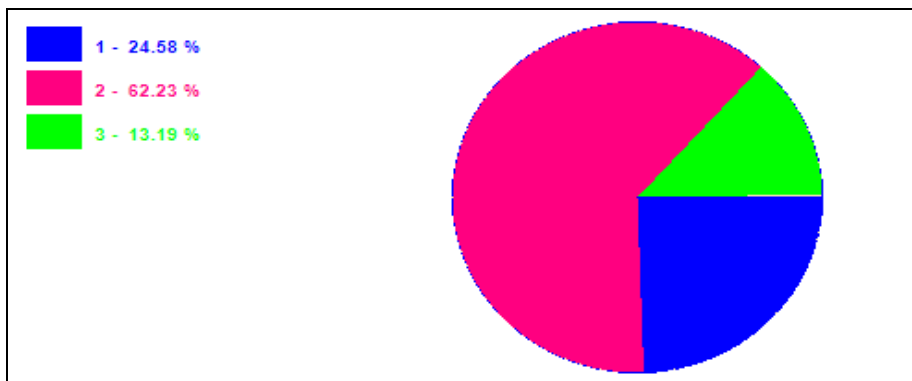


Figura 3.3. Por ciento de microconstituyentes en la microestructura.

En la tabla 3.2 se muestran los microconstituyentes obtenidos con el área que ocupa en la microestructura.

Tabla 3.2. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra.

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área (%)
Carburos	206868	24,58
Austenita	523823	62,23
Martensita	111037	13,19

Se observa el por ciento de microconstituyentes presentes en la microestructura de la probeta en bruto de colada. Las tres fases presentes proporcionan dureza a la fundición,

siendo los carburos de cromo (24,58 %) y la martensita (13,19 %) las que más aportan esta propiedad mecánica.

3.5. Análisis de la dureza

La dureza del material está correlacionada con el grado de abrasión, lo cual está asociado a la dependencia de la resistencia a la abrasión, composición química, dureza y microestructura de una fundición blanca del tipo X28H2.

En la tabla 3.3 se muestran valores de dureza en las muestras obtenidas. Se obtuvieron elevados valores de dureza muy similares, lo que revela la efectividad del calentamiento y el medio de enfriamiento empleado para la obtención de la microestructura deseada.

Tabla 3.3. Valores de dureza en las muestras obtenidas.

Mediciones	Valor de dureza (HRC)	Coverción (HV)
1	66,9	897
2	70,2	1093
3	62,0	746
4	70,4	1110
5	69,1	1011
Total-5	Promedio total-67,7	Promedio Total-97,14

Este resultado es congruente con la microestructura obtenida en las muestras, la microestructura, resulta ser de martensita sobre una matriz de carburos+austenita.

Después de cinco mediciones, entre las diferentes dimensiones de la probeta, se obtuvo que la dureza promedio (HRC) es de 67,7.

3.6. Valoración económica

Según plantean algunas definiciones, los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece. También se conoce que los gastos son 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 del proceso de fundición de las muestras obtenidas.

Tabla 3.4. Cálculo del costo de fundición

Ficha de costo para producir una pieza				
Materiales	U	Cantidad	Precio (CUP)	Importe (CUC)
Chatarra Ac Ct - 3	kg	52,00	0,392	2,12
Palanquilla	kg	16,00	0,172	0,51
Ferromanganeso	kg	0,2	1,42	0,99
Ferrosilicio	kg	1,067	0,96	1,44
Ferrocromo	kg	29,00	0,29	0,78
Ni sinter	kg	2,3	0,40	0,89
Carbón Antracita	kg	1,0	1,45	0,90
Sub total (1)			5,084	7,63
Otros materiales				
Arena sílice	kg	10	0,02	0,22
Catalizador	kg	12	1,03	12,36
Resina	kg	15	2,39	35,85
Alcohol	l	1,00	0,80	0,80
Grafito plateado	kg	1,05	0,18	0,18
Pez rubia	kg	0,10	0,88	0,88
Electrodo de corte	kg	0,50	12,50	6,25
Granalla	kg	0,50	2,37	1,18
Sub total (2)			20,17	57,72
Total			25,25	65,35

En la tabla 3.5 se muestran los costos por concepto de materiales directos.

Tabla 3.5. Costos de los materiales directos.

No	Materiales	Cantidad g	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Probetas	15	0,56	8,3
2	Lija de 180	0,02	0,44	0,22
3	Lija de 400	0,02	0,45	0,23
4	Lija de 600	0,02	0,27	0,13
Sub total			1,72	8,88

En la tabla 3.6 se tuvo en cuenta los costos de la mano de obra directa, como se muestra en a continuación.

Tabla 3.6. Costos totales de la mano de obra directa

Mano de obra directa	CUP
Salario mano obra	9,41
Vacaciones (9,09 %)	0,85
Salario complementario	10,26
Aporte a la seguridad social 12 %	18,8
Impuesto sobre la fuerza 5 %	0,51
Total	39,83

Los costos calculados anteriormente corresponden a los costos directos, que encierran la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, es preciso identificar todas las alternativas técnicas posibles, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles. El costo total del proceso de obtención de la fundición blanca X28H2, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos es de 141,03 CUP.

3.7. Impacto ambiental

La protección del medio ambiente se ha convertido, en los últimos años, en una de las cuestiones que más inquietan a la humanidad. Los grandiosos medios técnicos de que dispone el hombre para explorar las riquezas naturales, el acelerado desarrollo de la economía y el crecimiento de la población, han dado lugar a consecuencias indeseables para la humanidad.

Las partículas sólidas y los gases constituyen, por mucho, el principal contaminante emitido a la atmósfera en el taller de fundición de la empresa Mecánica del Níquel “Gustavo Machín Hoed de Beche”. Las distintas fases del proceso de fundición generan emisiones a la atmósfera como polvo y partículas de materia con distintos niveles de óxidos minerales, metales (principalmente manganeso y plomo) y óxidos metálicos. Las emisiones de polvo proceden de los procesos térmicos (hornos de fundición) y químicos/físicos (moldeo y producción de machos) y de acciones mecánicas (manejo de materias primas, principalmente arena y los procesos de desmolde y acabado).

Las emisiones de carga durante la fundición de metales oscilan entre valores insignificantes para metales no ferrosos hasta más de 10 kilogramos por tonelada (kg/ton) para el fundido de hierro en hornos de cubilote.

La gran cantidad de arena empleada en el fundido en moldes no recuperables genera emisiones de polvo durante las distintas fases de moldeo y produce partículas no metálicas, partículas de óxido metálico e hierro metálico. Las partículas no metálicas resultan de los procesos de fundición, desmolde y acabado.

Las fuentes más significativas de monóxido de carbono (CO) son los gases procedentes de hornos de cubilote y HAE. La presencia de CO en los gases residuales procedentes de los hornos de cubilote se debe al propio proceso del cubilote. En los HAE, el CO resulta de

la oxidación de electrodos de grafito y del carbón procedente del baño de metal durante las fases de fusión y refinado. Asimismo, puede producirse monóxido de carbono al entrar los moldes y machos de arena en contacto con el metal fundido durante las actividades de colada del metal.

Todos estos factores mencionados anteriormente son los factores fundamentales de afectación de forma directa al medio ambiente, la atmósfera y la mano de obra directa, causando la formación del llamado efecto invernadero, las lluvias ácidas y enfermedades respiratorias en los seres humanos.

3.8. Conclusiones del capítulo 3

1. Se determinó que el tipo de solidificación que presenta la fundición blanca X28H2 es hipoeutéctica, luego de calculados los valores correspondientes en función de los elementos químicos carbono, silicio y fósforo.
2. Luego de determinar el porcentaje de microconstituyentes de la fundición en bruto de colada, se comprobó que el microconstituyente más representativo es la Austenita con un 62,23 %.
3. El método de observación metalográfica propuesto permitió obtener la forma de la microestructura para la fundición blanca X28H2, dando la posibilidad de comparar los resultados en función de la dureza obtenida.

CONCLUSIONES GENERALES

- Después de cinco mediciones de dureza, como característica mecánica de la aleación X28H2, se concluye que la misma, en estado bruto de colada presenta una dureza promedio de HRC 67,7.
- En la estructura interna del hierro X28H2, en estado bruto de colada, se observa la presencia de carburos de cromo del tipo Cr_7C_3 y Cr_{23}C_6 eutécticos y austenita eutéctica en estado de suministro, comportamiento propio de una fundición hipoeutéctica, así como la martensita, siendo menor la fracción volumétrica de austenita retenida.
- A través de la determinación del porcentaje de microconstituyentes se estableció que en estado bruto de colada, las tres fases presentes proporcionan dureza a la fundición, siendo los carburos de cromo (24,58 %) y la martensita (13,19 %) las que más aportan esta propiedad mecánica.

RECOMENDACIONES

- Realizar ensayos de microdureza a la aleación X28H2, para observar el comportamiento mecánico de sus microconstituyentes.
- Realizar una simulación por el método de los elementos finitos, para determinar la resistencia de la aleación en bruto de colada, como material de impelentes de bombas Warman.
- Implementar los resultados del trabajo en las industrias del níquel y otras empresas donde se utilizan componentes fabricados de la aleación X28H2, que deban ser sometidos a régimen de resistencia al desgaste y fatiga.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Aguilar, W.; Boeri, R., Comportamiento a la Segregación de los Elementos de Aleación usados en Fundiciones Esferoidales de Fabricación, Jornadas SAM – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto, 2000.
2. Agunsoye, J. O., Isaac, T. S., Awe, O. y Onwuegbuzie, A. T. (2013). Effect of Silicon Additions on the Wear Properties of Grey Cast Iron. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 1, 61-67.
3. Albertin E., Neto F. B., Teixeira I. O. Adequação da composição química e do tratamento térmico de ferros fundidos de alto cromo utilizando termodinâmica computacional. Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, Vol. 8, No. 4. 2011. 223-229 pag.
4. Albrecht, A., How to Secure Desired Surface Finish in Turning Operation, American Machinist, 133 - 136, 1956.
5. Alfaro, W., Simulación de procesos. En: <http://www.monografias.com/trabajos6/>. 2001.
6. Andreev, G., Photoelastic study of stresses in a cutting tool by means of cinematography, Vestnik Mashinostroeniya, 5 (2) 54 – 57, 1958.
7. ASTM A 352
8. ASTM A532: 2004: Standard specification for abrasion-resistant cast irons, ASTM International. West Conshohocken, PA, United States.
9. Baeyertz, M., Trans. ASM, 30, 1942: 755.
10. Bäker, J., Does chip formation minimize the energy-Computational Materials Science 33 (4) 407 – 418, 2005.
11. Basso, A., Caldera, M., Rivera, G. y Sikora, J. (2012). High Silicon Ductile Iron: Possible Uses in the Production of Parts with “Dual Phase ADI” Microstructure. ISIJ International, 52(6), 1130-1134.
12. Bathe, J., Finite element procedures; Prentice Hall. 1996.

13. Bedolla-Jacuinde A, Correa R, Mejía I, Quezada J G, Rainforth W M. The effect of titanium on the wear behaviour of a 16%Cr white cast iron under pure sliding. *Wear* 2007; 263:808–820
14. Bedolla-Jacuinde, A.; Arias L.; Hernández B., Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 12 (4) 371 - 382, 2003.
15. Belzunce, F., *Aceros y Fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones* Universidad de Oviedo, 2001.
16. Boeri, R.; Sikora, J., Solidification Macrostructure of Spheroidal Graphite Cast Iron, *International Journal of Cast metals Research*, 13 (4) 307 - 313, 2001.
17. Brocail, J., *Analyse expérimentale et numérique du contact à l'interface outil copeau lors de l'usinage à grandes vitesses des métaux*, Thèse doctorale, juin 2009.
18. Brümmer, G., Origination, action and secondary actions of thermally decomposable carbon compounds in bentonite-bonded moulding sand. *Casting Plant + Technology International* 17 (3) 24 – 29, 2001.
19. Buchanan V E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. *Surface & Coatings Technology*. *Wear* 203 2009 3638–3646 pag.
20. Buchmayr, B.; Kirkaldy, J., Modelling of the temperature field, transformation behaviour, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region; *J. Heat Treat* 8 (2) 127 – 136, 1990.
21. Calamaz, M.; Coupard, D.; Girot, F., A New material model for 2D numerical simulation of serrate chip formation when machining titanium alloy Ti6Al4V. *International Journal Tools and manufacture*, 48 (7) 275 – 288, 2008.
22. Catalina, A.; Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M., Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting, *AFS Transactions*, 108 (72) 247 – 257, 2000.
23. Childs, T., Friction modelling in metal cutting, *Wear* 260 (3) 310 – 318, 2006.

24. Chotěborský R., P. Hrabě., A. Kabutey. The effect of microstructure of the hypo-Eutectic Fe-Cr-C hardfacing on abrasive wear. *Scientia Agricultural Bohemica*, 42, No 3, 2011. 127-132 pag.
25. Chung, R.; Tang, X.; Li, D.; Hinckley, B.; Dolman, K., Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe–25wt.% Cr–4wt. %C. *Wear*, 267 (110) 356 – 361, 2009.
26. CLAASGUSS GmbH. 2012: Abrasion resistant, white cast iron materials. Technical Information No. 11.
27. Coca, P.; Rosique, J., *Tecnología mecánica y metrotécnia*. Ediciones Pirámide. pp 179 – 182, 249 – 258, 2002.
28. Coromant corokey. *Guía de aplicación de herramientas*, 1996.
29. Dardati, P.; Celentano, D.; Godoy, L.; Boeri, R., Simulación Numérica del Proceso de Solidificación de la Fundición Dúctil, *Mecánica Computacional*, XXI (4) 2855 - 2874, 2002.
30. Dardati, P.; Godoy, L.; Cervetto, G.; Paguaga, P., Modelación mediante Autómata Celular de la Micromecánica en Solidificación de Fundición de Grafito Esferoidal. *Mecánica Computacional*, XXII (5) 1319 - 1333, 2003.
31. Das, C.; Albert, S., Characterization of Nickel Based Hardfacing Deposits on Austenitic Stainless Steel, *Surface Engineering*, XXI (4) 290 – 295, 2005.
32. Dewhurst, P., On the non-uniqueness of the machining process, *Proc. Royal Society of London A* 360 (25) 587 – 610, 1978.
33. Dogan, O.; Hawky, A.; Laird, G., *II Met. Mater. Trans.* 28 A (1997) 1315 – 1328
34. Edición, 1991, p. 420-426
35. Ennis, P.; Quadackers, W., *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Development of and Integrity Issues with New High Temperature High Strength Steels, 84 (12) 75 – 81, 2007.
36. Feng, C., An Experimental Study of the Impact of Turning Parameters on Surface Roughness, *Industrial Engineering Research*, 2001.

37. Fernández, T., Mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura. Tesis Doctoral, ISMMM, 2011.
38. Fernández-Pariente, I.; Belzunce-Varela, F., Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. REVISTA DE METALURGIA, 42 (4) 279 - 286, 2006.
39. FIGUEREDO, Y.; PALACIOS, A.; VELÁZQUEZ, A. & GARCÍA, E. 2013: El recocido de esferoidización como vía para mejorar la maquinabilidad de la aleación INX28H2. Minería y Geología 29(1): 60-76.
40. FLÓREZ, O.; CASTAÑO, R.; FABIÁN, O. Comportamiento microestructural de una fundición blanca al alto cromo sometida a ciclos de tratamientos térmicos. Scientia et Technica Año XVI, No 45, 43-48, 2010.
41. Form, G.; Wallace, M., How Cupola Charge material Affects Gray Iron Structure and Properties. Foundry. October, 1962, p. 58.
42. Fredriksson, H., Interpretation and Use of Cooling curves (Thermal Analysis), Metals Handbook, Ninth Edition, vol 15, Castings, ASM, Metals Park, Ohio, 1988, pp 182 - 185.
43. Fukaura, K.; Yokoyama, Y.; Yokol, D.; Tsujii, N.; Ono, K., Fatigue of Cold-Worked Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations Metallurgical and Materials Transactions A, 35A (11) 1289 – 1300, 2004.
44. García, A., Aleaciones resistentes a la corrosión para la Empresa J. S. Gayol. Informe sobre Investigaciones. UC, 2001.
45. García, C.; Jiménez, J.; Álvarez, L., Metall. Trans., 7A, 1996: 1799.
46. Ginjaume, A.; Torre, F., Ejecución de procesos de mecanizado, conformado y montaje Cengage Learning Editores, 2005.
47. Granlund, M., How green sand systems are impacted by core sand dilution. Modern Casting 1999, 35 – 37.

48. Gresesqui, E. 2018: Características microestructurales, reticular y de microdeformación de aceros empleados en elementos moledores de clínquer. Tesis de maestría. Isnel y Tomás (tutores). ISMMM. 79 p.
49. Guirshovich, N., Clasificación y Propiedades del Hierro en Lingotes. Construcción de Maquinarias, 1966. p 562.
50. HAO-HUAI LIU. Effects of deep cryogenic treatment on property of 3Cr13Mo1V1.5 high chromium cast iron Materials and Design 28 (2007) 1059–1064.
51. Hillert, M.; Nilsson, K.; Torndahl, L., Journ of the Iron and Steel Inst 209, 1971: 49.
52. Hiroaki, M.; Seiji, N., JP 2001081 527, 2001.
53. Huang, H., A Usmani, Finite element analysis for heat transfer, Springer-Verlag. 98 (34) (1994) 35 – 38.
54. Hultgren, Trans. ASST, 16, 1929: 227.
55. Ingham, T.; Moreland, E. The Influence of Time-dependent Plasticity on elastic-plastic fracture toughness. En: ASTM STP 803, Vol. I, 1983.
56. Ishikawa, S.; Akira, Y.; Keiishi, Y., JP 200 131 6 754, 2001.
57. Iuffe. A., Modificación del hierro con grafito esferoidal en el molde. Liteinoe proistbostba. no 12. 1994.
58. Kalpakjian, S.; Schmid, S., Manufactura, ingeniería y tecnología. Pearson Educación. ISBN: 970 – 26 - 0137 - 1. Versión en español de la obra “Manufacturing Engineering and Technology, Fourth Edition”
59. Kattwinkel, W., Untersuchungen an schneiden spanender werkzeuge mit hilfe der spannungsoptik, Industrie-Anzeiger 36 (11) 29 – 36, 1957.
60. Kermanpur, A., Mahmoudi, S. y Hajipour, A. (2008). Numerical Simulation of Metal Flow and Solidification in the Multi-cavity Casting Moulds of Automotive Components. Journal of Materials Processing Technology, 206(1-3), 62-68.
61. Kinoshita, S.; Ueda, R., Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 14, 1974: 411

62. Krause, D., Gray Iron - A Unique Engineering Material. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 1969 pp 3 – 28.
63. Kudo, H., Some new slip-line solutions for two-dimensional steady-state machining, Inter. J. of Mechanical Science 7 (4) 43 – 55, 1965.
64. Kunio, S., JP 580 903 63, 1991.
65. Lee, K.; Lee, S.; Lee, M., Worst case communication delay of real-time industrial switched Ethernet with multiple levels, IEEE Transactions on Industrial Electronics, 53 (21) 1669 – 1676, 2006.
66. Luo, M., CN 109 0 605, 1994.
67. Marshall, D.; Noma, T.; Evans, A., A Simple Method for Determining Elastic Modulus to Hardness Communications of the American Ceramic Ratios using Knoop Indentation Measurements. Society. 65 (10) 175 – 176, 1982.
68. Masaaki, Y.; Hiroaki, M., JP 200104 9 381, 2001.
69. Materiales, Concepción Fernández España, Madrid.
70. Matic, P.; Geltmacher, A., A cellular automaton-based technique for modeling mososcale damage evolution, Computational Material Science, 20 (5) 120 – 141, 2001.
71. Mile, J., SI WO 984 7 648, 1998.
72. Minería y Geología / v.32 n.4 / octubre-diciembre / 2016 / p. 110-123
73. Modificación de las propiedades de la fundición blanca ИЧХ2Н4 con tres variantes de temple.
74. Molinari, A.; Moufki, A., The Merchant's model of orthogonal cutting revisited: A new insight into the modeling of chip formation, Inter. J. of Mechanical Science 50 (2) 124 – 131, 2008.
75. Nava, E., Aleación Mecánica: Método de obtención de polvos metálicos y de materiales compuestos. Revista de Metalurgia. 36 (16) 279 – 286, 2000.

76. Niu, L.; Okado, M.; Azuma, T.; Sakai, Y.; Kobayashi, M.; Takaku, H., Tetsu to Hagane - Journal of the Iron and Steel Institute of Japan, 89 (12) 796 – 802, 2003.
77. Oliver, W.; Pharr, G., Review: Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. Journal of Materials Research, 19 (1) 3 – 20, 2004.
78. Olsen, K., Surface Roughness on Turned Steel Components and the Relevant Mathematical Analysis, The Production Engineer, 593 - 606 (1968).
79. Onsoien, M.; Grong, O.; Gundersen, O.; Skaland, T., A process Model for the Microstructure Evolution in Ductile Cast Iron: Part I. The Model, Metallurgical and Material Transaction A, 30 (9) 1053 – 1068, 1999.
80. Oxley, P., Mechanics of machining, Ellis Horwood, Chichester, UK, 1989.
81. Pages, E. <http://www.advance.com.ar/usuarios/eupages> (actualizado en el 2000)
82. Pero-Sanz, J.A.; Fundiciones Férricas cap. VIII-IX; Editorial Dossat, S.A. Madrid 1994
83. Petty, E., Physical Metallurgy of Engineering Materials. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 1968. p 109.
84. Philippon, S.; Sutter, G.; Molinari, A., An experimental study of friction at high sliding velocities, Wear 257 (7 - 8) 777 – 784, 2004.
85. Quiza, R., Optimización multi-objetivos del proceso de torneado. Tesis doctoral. Universidad de Matanzas “Camilo Cienfuegos”. Facultad de Ingenierías Química y Mecánica. Departamento de Ingeniería Mecánica. 2004.
86. RAHIMIPOUR, M. (2006). “Tribología behavior of reinforced and unreinforced high chromium cast iron”. Vol. 19. Departamento of Ceramics, Materials and Energy Research Center Theran Iron. p. 45 – 51.
87. Rappaz, M., Bellet, M. y Deville, M. (2010). Numerical Modeling in Materials Science and Engineering. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag.
88. REED HILL, R. (1986). “Principios de Metalurgia Física”. Segunda edición. Editorial Continental S.A. de C.V. México. p. 586.

89. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J., Influencia de la Inoculación sobre el Refinamiento de la Estructura de Solidificación y sobre las propiedades Mecánicas Jornadas SAM – IV Coloquio de Fundiciones Esferoidales Eutécticas, Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto, 2000.
90. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J., Influencia del Conteo Nodular sobre el Refinamiento de la macro y Microestructura de solidificación de Fundiciones Esferoidales Eutécticas, Jornadas SAM – CONAMET – AAS, 2001.
91. Rojas, M.; Martínez, R.; Boeri, R.; Sikora, J., Análisis de la Formación de Microestructura en Fundiciones Esferoidales Mediante Técnicas Computacionales, Jornadas SAM – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto, 2000.
92. S.H. Avner, Introducción a la Metalurgia Física, Mc Graw Hill, México, 2ª
93. Sánchez, F.; Hinojosa, M.; Virgilio, G., Hojuelas de grafito en hierro fundido gris: análisis fractal y estadístico, 2007.
94. Sánchez, H., Síntesis y caracterización de nuevos materiales utilizando tecnologías de polvos. Santiago de Cali, 2003. p 12. Proyecto de investigación Conciencias.
95. Sánchez, V., Tenacidad de fractura dinámica. Anales de Mecánica de la Fractura. 1 (25) 3 – 7, 2008.
96. Sare, I., Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology 412-419; November 1997.
97. Sertucha, J.; Suárez, R., Arenas de moldeo en verde, 1ª Ed.; Azterlan, Durango, 2004.
98. Sillen, R., Monitoring and Optimization of Melting and Treatment Processes for Cast Iron Alloys by Means of Advanced Thermal Analysis, Internal Report, Novacast AB, 2001, 13 p.
99. Sillen, R.; Aranzabal, J., Aportación de la Metalografía en la Aplicación del Análisis Térmico Diferencial (ATD) en las Fundiciones Grises y de Grafito Esferoidal, 2ª Jornada Nacional de Metalografía y Caracterización Estructural, Fundación Inasmet, San Sebastián, Mayo 2002, 10 p.
100. Smith, William. 2005. Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de

101. Speich, G.; Szirmai, A., Trans. TMS-AIME, 245, 1969: 1063.
102. Sy, A., Copper in cast iron. Principal Considerations. AFS Transactions. 67 (13) 321 – 328, 1959.
103. Tabrett, C.; Sare, I., Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure Journal of Materials Science, 3, 2069-2077; 2000.
104. Takayiki, K., JP 328 1 753, 1991.
105. Takeyama, H.; Usui, E., The effect of tool chip contact area in metal cutting, Trans ASME 80 (21) 1089 – 1096, 1958.
106. Thomée, V., Galerkin finite element methods for parabolic problems; Springer. 1997.
107. Tian, H., Wear Resistant Materials for Engineering and Mining. Applications. Engineering & Mining Journal, Jun 1, 2002.
108. Tomás Hernández-Columbié, Gleydis Dueñas-Rodríguez, Armín Mariño-Pérez.
109. Tsutomo, T., JP 315 0 334, 1991.
110. Vázquez, J., Elementos de control de desgaste. [Escuela](#) de [Ingeniería Mecánica](#). Facultad de Ingeniería [mecánica](#). [Universidad](#) Central de [Venezuela](#). Sitio Webb Publicado en la www en 1997. Consultado en enero del 2000. disponible en la [World Wide Web](#). <http://www.geocities.com/capecanaveral/Lab/index.html>
111. Velez, F., Conferencia Sistemas de moldeo modernos. Patrocinado por: INTERQUIM SA y el SENA, 2006.
112. Walton, C., Castings Iron Handbook. Iron casting Society, Inc. 1981.
113. Wang Y.P., Li D.Y., Parent L., Tian H. Improving the wear resistance of white cast iron using a new concept High-entropy microstructure. Wear 271. 2011. 1623 – 1628 pag.
114. Wang, J.; Li, C.; Liu, H.; Yang, H.; Shen, B.; Gao, S.; Huang, S., The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. Materials Characterization; 56 (13) 73 – 78, 2006.

115. YAN Z. Rheocast structure in a hypoeutectic high chromium white iron. Materials Science and Engineering A343 (2003) 251_/256
116. Yoghito, S., JP 408 0 344, 1992.
117. Yuanzhong, L.; Maorang, L., CN 118 0 110, 1998.
118. Zhang Zhiguo., Chengkai Yang., Peng Zhang., Wei Li. Microstructure and wear resistance of high chromium cast iron containing niobium. Research & Development. Vol.11. No 3. May 2014.
119. Zhang, M.; Kelly, P.; Gates, J., The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons Journal of Materials Science, 36 (15) 3865 – 3875, 2001.
120. Zhao, H.; Barber, G.; Zou, Q., Study of flank wear in orthogonal cutting with interal cooling, Wear. 253 (25) 957 – 962, 2002.
121. Zhao, H.; Liu, B., Modeling of Stable and Metastable Eutectic Transformation of ISI J. International, Spheroidal Graphite Iron Casting, 41 (9) 986 – 991, 2001.
122. Zienkiewicz, O., El método de los elementos finitos. Cuarta Edición. McGraw-Hill, Barcelona, España. 1994.