

**República de Cuba
Ministerio de Educación Superior
Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
Departamento de Mecánica**

**COMPORTAMIENTO DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE
LA ALEACIÓN ИЧ ХН 4 PARA EMPLEARLA EN
MOLINOS DE BOLAS**

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Inar Sánchez Pérez

Tutores: Ing. Eider Gresessqui Lobaina

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

Moa /2018



Declaración de autoridad

Yo: Inar Sánchez Pérez

Autor de esta tesis de ingeniería, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez" el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Inar Sánchez Pérez

Ing. Eider Gresesqui Lobaina

Dr. C. Tomás Fernández Columbié



Agradecimientos

El esfuerzo de nuestras manos y pensamientos tienen un solo regocijo y es ver en el rostro de nuestros seres queridos la felicidad de vernos graduados. Para ellos que todo lo merecen y nada piden:

A mi Dios todo poderoso que ilumino mi camino y permitió la realidad de este sueño.

A mis tutores, el Ing. Eider Gresesqui Lobaina y el Dr.C Tomás H. Fernández Columbié, por apoyarme en el transcurso de la realización de este trabajo, así como a los profesores del departamento de mecánica por los conocimientos impartidos a largo de la carrera.

A Yoel Ochoa Mc Intosh: Especialista en Ensayos de la Empresa Mecánica del Níquel.

A mis compañeros Arleys Labañino y Eider Mora por su apoyo incondicional.

A mis padres, esposa e hija por su total entrega para poder llegar a ser un profesional de valores éticos.

A mi hermana, suegros y familiares en general.

A todos mis seres queridos.

A los que de un modo u otro contribuyeron con el desarrollo del trabajo.

A todos muchas gracias.



Dedicatoria

A mi Dios, que permitió la realidad de este sueño.

A mis padres, que por ellos es que he permanecido en la carrera.

A mi esposa, por ser parte de mi esfuerzo

A mi hija Natalia, para que pueda servirle de ejemplo.



Pensamiento

El mundo está en las manos de aquéllos que tienen el valor de soñar y correr el riesgo de vivir sus propios sueños.

Pablo Faholo Cuelho



TABLA DE CONTENIDOS	Pág
Introducción	
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	6
1.2. Estructura y propiedades de la fundición	6
1.2.1 Fundiciones de los hierros de elevada aleación	9
1.3. Clasificación de los hierros fundidos aleados resistente al desgaste	11
1.4. Tratamiento térmico de la fundición blanca	13
1.5. Fundiciones blancas al níquel – cromo	16
1.5.1. Practica de colada de la fundición blanca al níquel – cromo	20
1.6. Resistencia al desgaste abrasivo en los hierros fundidos	21
1.7. Conclusiones del capítulo 1	23
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	24
2.2. Proceso de colada de la aleación	24
2.2.1. Obtención de las probetas metálicas	25
2.2.2. Análisis de la composición química de la aleación	26
2.3. Fases para el tratamiento térmico	27
2.3.1. Selección del tratamiento de recocido	27
2.3.2. Horno empleado para el tratamiento térmico	29
2.4. Cálculo del carbono equivalente	30
2.4.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición	31
2.4.2. Control del índice de saturación	33
2.4.3. Composición en las interfaces	33
2.4.4. Cálculo de las variables termodinámicas	35
2.5. . Materiales y equipos empleados en la experimentación	35
2.5.1 Pulidora metalográfica Montasupal	35
2.6. Preparación metalográfica de la probeta	36
2.6.1. Determinación de la dureza Vickers	38
2.7. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura	39
2.8 Obtención del porciento de microconstituyentes	40
2.9. Conclusiones del capítulo 2	41



CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	42
3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida	42
3.3. Análisis de las microestructuras de las muestras en bruto de colada	47
3.4. Análisis del tratamiento térmico	48
3.4.1. Comportamiento microestructural de las muestras	50
3.5. Análisis de la microdureza	51
3.6. Análisis del porcentaje de microconstituyentes en las muestras	52
3.7. Análisis económico	54
3.8. Impacto ambiental	55
3.9. Conclusiones del capítulo 3	55

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS



RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo caracterizar la fundición blanca ИЧ XH 4 que se elabora en la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche". Se realizó el proceso de fundición en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, donde la carga seleccionada fue a partir de chatarra y palanquilla y se analizaron tres muestras obtenidas del proceso de fundición. En el análisis microestructural se determinó que las microestructuras de las muestras en bruto de colada son consistentes en estructuras dendríticas, perlita y carburos del tipo M_3C . Luego de aplicado un tratamiento térmico de recocido a 960 °C, las microestructuras son de ferrita, austenita retenida y láminas de grafito. Se realizó el porcentaje de fase en los microconstituyentes presentes donde existen variaciones en las muestras en bruto de colada y en las tratadas térmicamente. La dureza determinada se encuentra entre HV 640 y HV 270. Se establece el análisis económico, así como el impacto medio ambiental del proceso de fundición.



ABSTRACT

Does the work have as objective to characterize the white foundry ИЧ X H4 that is elaborated in the company "Major Gustavo Machín Hoed of Beche". He carried out the foundry process in an induction oven with hearth of high frequency, where the selected load was starting from scrap and leveling and were three obtained samples of the foundry process analyzed. In the analysis microestructural it was determined that the microstructure of the rough samples of laundry is consistent in structures dendrites, pearl and carbides of the type M_3C . After having applied a thermal treatment of having recooked to 960 °C, the microstructure is of ferrite, retained austenitic and graphite sheets. He was carried out the phase percent in the present microconstituyent where variations exist in the rough samples of laundry and in those tried thermally. The certain hardness is among HV 640 and HV 270. The economic analysis settles down, as well as the half environmental impact of the foundry process.



INTRODUCCIÓN

El estado cubano y el sistema social en que vivimos presentan una situación económica y financiera particularmente difícil debido a las condiciones especiales en las que se ve obligada a desarrollarse. El agresivo bloqueo económico y comercial impuesto a la isla por los estados unidos ha privado al país de la oportunidad de desarrollar saludablemente su economía, obligando a optar por mercados lejanos de alto costo para comerciar. La dirección histórica de nuestro país ha tomado medidas con el objetivo de elevar la calidad de la tecnología y las producciones y llevarlas a la altura de los mercados internacionales y así ser capaces de competir con los demás países en el mercado.

Con el objetivo de reducir importaciones, se ha desarrollado un amplio programa de producción de materiales de la construcción. Dentro de este resalta por su vital importancia la obtención de cemento. Para lograr la fabricación de este importante material base de innumerables procesos de construcción, es necesario el procesamiento del clínker, puesto que este es su materia prima fundamental. El proceso por el cual se logra la preparación del clínker es el de molienda y trituración en molinos horizontales de bolas.

Aunque son amplios los estudios realizados en función de los cuerpos moledores de los molinos e independientemente de que en el mundo existan grandes fabricantes de estos como Magotteaux S.A., Suprasteel y otros con gran respeto a nivel internacional, pocos han sido dirigidos al estudio de las aleaciones de las bolas usadas en la industria cementera cubana. No obstante, en investigaciones recientes, Silot (2014) trató el tema de las bolas de los molinos desde el punto de vista tecnológico y de fabricación. Evaluó el tipo de aleación que asume la UEB de Fundición de la Empresa Mecánica del Níquel (EMNi) de Moa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche" para la fabricación de las bolas y logró una tecnología de fundición, utilizando el método de moldeo químico en arena con resina furánica autofraguante.

En la entidad antes mencionada se fabrican gran variedad de piezas, no solo para la industria del níquel de la localidad, sino para otros clientes, entre ellos los de la industria del cemento del Oriente y Centro del país. Dentro de las aleaciones logradas está el hierro blanco de tipo ИЧ ХН 4, empleado en la fabricación de Impelentes de bombas Warman. Esta aleación posee una importante similitud con el Ni-hard, material que es recomendado

por la literatura especializada para ser utilizada como bolas de molinos horizontales en la molienda de clínquer de cemento.

Situación problemática

En la Empresa Mecánica del Níquel (EMNi) "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", ubicada en el municipio de Moa, se fabrican bolas de molinos horizontales destinados al procesamiento de clínquer en las Industrias Cementeras del país.

Estos elementos moledores se confeccionan por el método de fundición en moldes de arena-arcilla, empleando el acero 70XL (AISI 8660), por poseer buenas propiedades mecánicas (resistencia al desgaste e impacto) con cuatro diámetros diferentes. No obstante, existen recomendaciones de autores como Albertin *et al.*, 2007 y la especificación ASTM A 532, que sugieren el Ni-Hard (hierro blanco) del tipo I como elemento moedor de clínquer de cemento en molinos horizontales de bolas por su elevado contenido de cromo.

La entidad antes mencionada, ha conformado hierros blancos del tipo ИЧ ХН 4 para Tapa de cierre de válvulas (Volutas) DN 300. Ante este hecho, surge la incertidumbre en cuanto a la posibilidad de sustituir el hierro blanco logrado por el acero 70XL para la fabricación de bolas, según sus propiedades mecánicas. Esto traería arraigado la posibilidad de ventas a las empresas productoras de cemento blanco (con su respectiva ganancia económica) sin que exista el riesgo de que se manche el producto.

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

Necesidad de caracterizar las propiedades metalúrgicas y mecánicas de la aleación de acero XH4 obtenida por el proceso de fundición para ser empleada como elemento moedor de clínquer de cemento en molinos horizontales de bolas.

Como **objeto de estudio** se plantea: metalurgia-física de la aleación de hierro blanco del tipo ИЧ ХН 4 luego del proceso de fabricación por fundición.

Se define como **objetivo general**: establecer las propiedades físico-mecánicas en función de la microestructura y de los microconstituyentes de la aleación de hierro blanco del tipo ИЧ ХН 4 para ser empleada como elemento moedor de clínquer de cemento en molinos horizontales de bolas.



Y su **campo de acción** es: el comportamiento de las propiedades mecánicas y metalúrgicas de la aleación de hierro blanco ИЧ ХН 4 luego del proceso de fundición.

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

A través de la caracterización metalúrgica, considerando el análisis microestructural, el porcentaje de microconstituyentes y la dureza de la aleación de hierro blanco ИЧ ХН 4 se puede determinar si la misma, luego del proceso de fundición es apta para el proceso de molienda en molinos horizontales de bolas.

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 ИЧ ХН 4, luego de ser obtenida por proceso de fundición.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar las variaciones metalúrgicas, macro y microestructurales de la aleación de ИЧ ХН 4 luego de ser obtenida por proceso de fundición.
3. Determinar, a partir de las regularidades logradas, la posibilidad de utilizar la aleación en estudio como elemento moedor de clínquer de cemento en molinos horizontales de bolas.

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

1. Establecimiento del estado del arte y teorías relacionadas con el proceso de fundición.
2. Metodología experimental para la caracterización de la aleación fundida.
3. Análisis de resultados y obtención de las regularidades metalúrgicas del comportamiento microestructural y del análisis de microdureza de la aleación ИЧ ХН 4 obtenida por proceso de fundición.
4. Fundamentación del proceso metalúrgico-físico que conduce a la determinación de las propiedades físico-mecánicas de la aleación fundida ИЧ ХН 4 obtenida por proceso de fundición.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de fundición.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1 Introducción

Las fundiciones blancas aleadas son productos muy demandados por las industrias minera, mineralúrgica, siderúrgica y cementera, en virtud de su alta dureza, resistencia a la abrasión y resistencia a la oxidación y corrosión, que se obtienen por moldeo y se caracterizan por poseer unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítico.

En el presente capítulo se establece como objetivo el análisis de las bibliografías existentes, que permitan definir el estado del arte relacionado con la obtención de las fundiciones aleadas para ser empleadas en equipos de la industria el níquel.

1.2. Estructura 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.

Entre los autores consultados en relación a la fundición y en los que se encuentra Avner (1970), definen a los hierros fundidos como aleaciones de hierro carbono en los cuales el contenido de este elemento, varía teóricamente entre 2,1 a 6,7 %; aunque en la práctica estos tantos porcientos se limitan en la mayoría de los casos entre 2,7 y 3,7%. Algunos autores difieren de este criterio generalizado como son los casos de Sídney Avner que sitúa el contenido de carbono para los hierros fundidos comerciales entre 2,5 y 4 %.

Plantea Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006) que 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 $g+M_7C_3$. 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.

Según Walton (1981) y Guirshovich (1966) refieren que 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, señala Pages (2000) le proporciona características como la 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. En la figura 1.1 se muestra las diferentes estructuras que presentan las fundiciones.

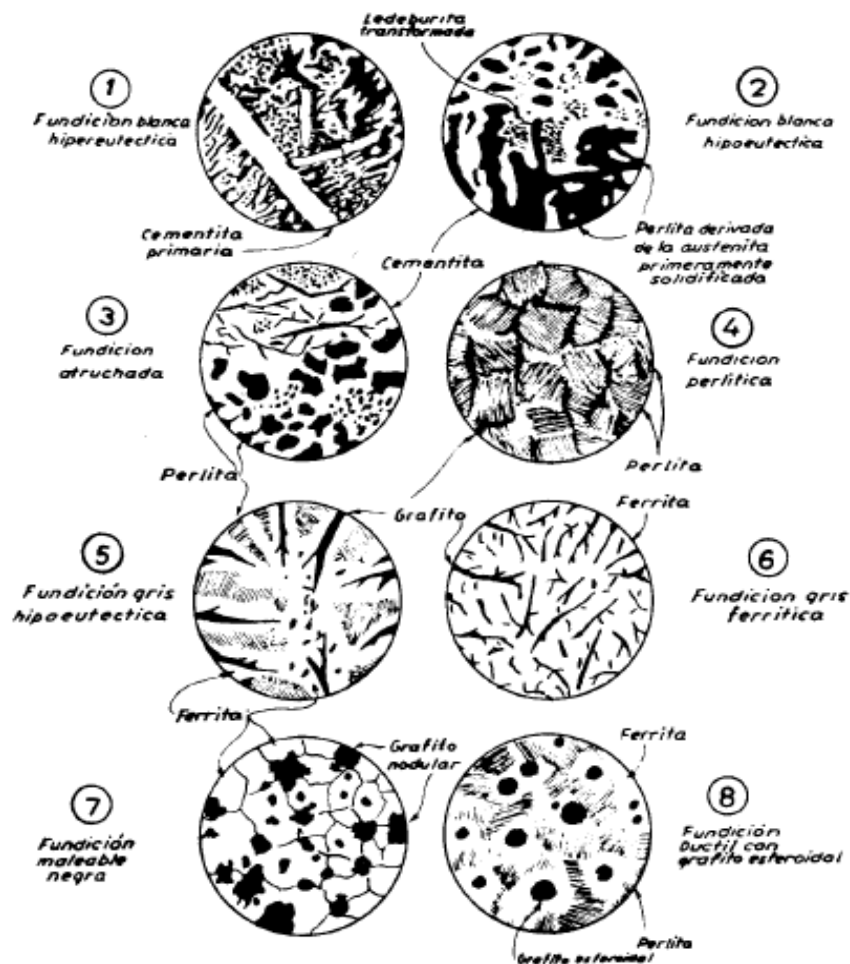


Figura 1.1. Estructuras de las fundiciones. Fuente: Avner (1991).

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 la búsqueda del aumento del módulo de elasticidad del hierro, 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.

Según Smith (2005), el tratamiento térmico de estas fundiciones consiste en una austenización a una temperatura a la que o bien precipitan carburos o, por el contrario, se disuelven muchos de los carburos que habían precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo (ocurrirá una u otra cosa según sea su composición química, tamaño de la pieza, condiciones de enfriamiento tras el moldeo). De cualquier modo, tras el mantenimiento a elevada temperatura, se obtiene una austenita suficientemente aleada y con un contenido alto de carbono, templeable, que se transforma parcialmente en martensita, en el enfriamiento de temple.

De acuerdo con Bedolla-Jacuinde *et al.* (2007), después del temple, queda una fracción importante de austenita retenida, que debe eliminarse tras dos o, incluso, tres tratamientos de revenido con objeto de conseguir la necesaria estabilidad microestructural. En el curso de estos tratamientos de revenido tiene, además, lugar un significativo endurecimiento estructural (endurecimiento secundario), propiciado por la precipitación de carburos y la transformación de la austenita retenida en martensita. Se logran, así, unos productos con una dureza final comprendida entre 600 y 800 HV.

Según el método de obtención de los hierros fundidos y atendiendo al estado o forma del grafito de acuerdo con los criterios de Guliaev (1978); Hardbroken (1966) y la Iron Casting Society (1981), existen las fundiciones blancas, denominada así, porque en ellas, todo el carbono se va a encontrar combinado con el hierro. Las estructuras que presentan son de perlita, cementita y ledeburita y reciben este nombre debido a que en ellas, la zona

fracturada presenta un color blanquecino caracterizándose además por su elevada dureza, fragilidad, su baja maquinabilidad y su elevada resistencia al desgaste.

1.2.1. Fundiciones de los hierros de elevada aleación

El proceso de colada de metales refiere Velez (2006); Bedolla-Jacuinde *et al.* (2007), básicamente involucra el vaciado del metal líquido en la cavidad de un molde previamente manufacturado con un modelo, un proceso de enfriamiento del metal hasta solidificar y extracción de la pieza solidificada del molde. Las consideraciones importantes en las operaciones de colada son las siguientes:

- ✚ El flujo de metal fundido en la cavidad del molde,
- ✚ La solidificación y enfriamiento del metal dentro del molde,
- ✚ La influencia del tipo del molde.

En la figura 1.2, se muestran como se realiza el vaciado del metal líquido, directamente en el molde o en crisoles en los cuales se transporta el metal fundido hasta el área en donde se encuentran los moldes.

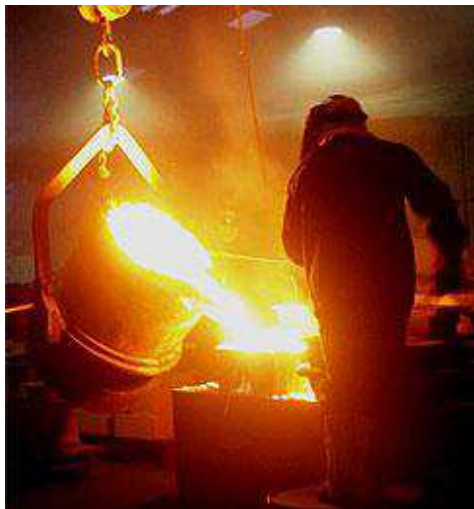


Figura 1.2. Vaciado del metal líquido en el molde. Fuente: Velez (2006);

Después que el metal fundido es vaciado en el molde, toman lugar una serie de eventos durante el proceso de solidificación de la pieza y su enfriamiento hasta temperatura ambiente, los cuales influyen grandemente en el tamaño, forma, uniformidad y composición química de los granos de la pieza y a su vez, influyen sobre las propiedades

finales de la pieza. Los factores que afectan esos eventos son el tipo de metal, las propiedades térmicas del metal y del molde y la forma del molde (Rappaz *et al.*, 2010).

Kermanpur *et al.* (2008) y Basso *et al.* (2012) en sus estudios plantean que la obtención de las fundiciones aleadas es igual que el de las fundiciones grises a diferencia que estas fundiciones suelen contener cantidades de níquel, cromo, molibdeno y cobre en porcentajes generalmente inferiores al 1,5%. En estas fundiciones de gran resistencia, es frecuente que los elementos aleados estén en la proporción de una parte de cromo y dos o tres partes de níquel, el cobre y el molibdeno, en general, suelen encontrarse en cantidades relativamente pequeñas, empleándose estos elementos unas veces solos y otras con níquel o cromo, o con ambos a la vez.

Wang *et al.* (2006) plantea que las fundiciones aleadas de alta resistencia suelen contener 4,5% de níquel, 2 % de cromo y bajo silicio 0,50 %, alcanzándose con ellas durezas variables de 500 a 700 Brinell. En América estas fundiciones martensíticas al níquel que son fundiciones blancas son conocidas con la denominación Ni-hard.

En el trabajo de Agunsoye *et al.* (2013) se pudo establecer que el contenido de silicio de las aleaciones y la velocidad de enfriamiento, tienen gran influencia en la formación de una u otra clase de fundición. Las velocidades de enfriamiento muy lentas favorecen la formación de fundición gris; el enfriamiento rápido tiende, en cambio, a producir fundición blanca. Finalmente, el azufre y el manganeso ejercen 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.

El cromo es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros 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 (Tabrett y Sare, 2000).

En presencia de una cantidad suficiente de carbono, el cromo tiende a formar carburos y en cambio, cuando el acero es de muy bajo contenido en carbono, es soluble en la ferrita. Los

carburos formados por este elemento según Wang *et al.* (2006) no son siempre carburos simples; con bastante frecuencia se presentan asociados con el carburo de hierro y a veces, forman carburos complejos de dos o más elementos. La naturaleza de estos compuestos depende del porcentaje de carbono y del contenido en elementos de aleación.

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).

1.3. Clasificación de los hierros fundidos aleados resistente al desgaste

En las especificaciones dadas por la ASTM A 352 clasifican a los hierros de alta aleación en un grupo independiente y proponen entre ellos a los hierros blancos al cromo-níquel, que son conocidos también como Ni-Hard (tipos del 1 al 4) y contienen contenidos de cromo bajos (de 3 a 5 % de níquel y de 1 a 4 % de cromo, con una modificación en la que el cromo se eleva de 7 a 11 % de cromo), hierros al cromo-molibdeno, que contienen de 11 a 23 % de cromo y hasta el 3 % de molibdeno y adicionalmente se adicionan níquel o cobre y

un tercer grupo de hierros blancos aleados con elevado contenido de cromo (de 25 a 28 % de cromo) los cuales pueden ser aleados además con otros elementos como el molibdeno y/o níquel hasta 1,5 %.

En cuanto al control de composición plantea Flórez *et al.* (2010) que el contenido de carbón es variable, dependiendo de la condición de servicio requerido: resistencia a la abrasión: 3,2 a 3,6 % C y resistencia al impacto: 2,7 a 3,2 % C. El de níquel se incrementa con el aumento de la sección ó el tiempo de enfriamiento de la pieza fundida, para inhibir la transformación perlítica. Para piezas de 38 a 50 mm de espesor, el contenido de níquel de 3,4 a 4,2 % es suficiente para suprimir la transformación perlítica hasta que el molde se enfríe. Secciones mayores pueden requerir hasta 5,5 % de Ni para inhibir la transformación perlítica. Es importante limitar el contenido de níquel necesario al control de la perlita, exceso de níquel aumenta la cantidad de austenita retenida y disminuye la dureza.

Al analizar la influencia de las aleaciones Niu *et al.* (2003) y Sánchez *et al.* (2007) consideran que los hierros blancos aleados ofrecen una considerable versatilidad en sus propiedades, que lo hacen útil en aplicaciones donde es necesaria la resistencia a la abrasión. La composición del hierro blanco aleado se selecciona para obtener una distribución determinada en los carburos y una matriz que brinden una vida de servicio elevada y una efectividad de costos.

Por otro lado precisan Zhao y Liu (2001) que las fundiciones de hierro blanco de baja aleación, que tienen con un contenido de elementos de aleación inferior a 4 %, desarrollan durezas entre 350 y 550 HB, también plantean que los hierros de elevada aleación alcanzan durezas entre 450 y 800 HB. Los carburos en los hierros blancos aleados presentan durezas del orden de 900 a 1 200 HV y las matrices martensíticas con austenita residual llegan a durezas del orden de 600 a 700 HV.

Según Tabrett y Sare (2000); Belzunce (2001) los hierros blancos al Cr - Ni, son considerados el grupo más viejo entre los hierros blancos de elevada aleación a los que se le atribuye gran importancia industrial, es aleado con cromo y níquel o Ni-Hard, han sido producidos durante más de 50 años con un costo muy efectivo para la molienda y trituración de materiales abrasivos.

La matriz austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúa de soporte de los carburos, previniendo la fractura y el desconche de los mismos, Sare (1979) indicó que la matriz juega un papel fundamental en la tenacidad a fractura del material de las fundiciones blancas ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros. Varios investigadores han constatado que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las fundiciones de matriz martensítica (Zhang *et al.*, 2001).

Al evaluar el trabajo de Sillen (2001) relacionado con ejemplos prácticos de la aplicación de la técnica de análisis térmico diferencial (ATD) en el control de la calidad metalúrgica de la fundición, resume que en los hierros blancos martensíticos, el níquel es elemento primario de aleación debido a que en niveles entre 3 y 5 % es muy efectivo para suprimir la transformación de la austenita en perlita, precisa además que de esta manera la estructura dura de la martensita (que usualmente contiene austenita retenida) se desarrolle durante el enfriamiento en los moldes. Concluye el autor que el cromo se incluye en estas aleaciones en niveles desde 1,4 a 4 % para asegurar que se formen carburos durante la solidificación y contrarrestar el efecto grafitizante del níquel.

1.4. Tratamiento térmico de la fundición blanca

El tratamiento térmico de las fundiciones se realiza fundamentalmente para eliminar las tensiones internas que surgen durante el fundido. Estas tensiones conducen con el tiempo, a la variación de las dimensiones y forma de la fundición, disminución de la dureza y mejoramiento de la maquinabilidad por corte y una elevación de las propiedades mecánicas (Fernández-Columbié *et al.*, 2016).

En las fundiciones aleadas del tipo Ni-Hard, se realiza con el fin de obtener una estructura martensítica libre de perlita (Flórez *et al.* (2010). La temperatura de austenización determina la cantidad de carbono que permanece en la solución en la matriz de austenita. Una temperatura muy alta aumenta la estabilidad de la austenita y el alto contenido de austenita retenida reduce la dureza. La baja temperatura resulta en martensita de bajo carbono reduciendo tanto la dureza como la resistencia a la abrasión. Debido a esta sensibilidad a la temperatura, los hornos que pueden producir temperaturas precisas y uniformes son muy deseados. El tratamiento térmico exitoso produce desestabilización de la austenita por precipitación de carburos M_7C_3 secundarios dentro de la matriz austenítica.

El tratamiento térmico de estas fundiciones consiste en una austenización a una temperatura a la que, o bien precipitan carburos o, por el contrario, se disuelven muchos de los carburos que habían precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo (ocurrirá una u otra cosa según sea su composición química, tamaño de la pieza, condiciones de enfriamiento tras el moldeo) (Dogan *et al.*, 1997).

En su trabajo Fernández-Columbié *et al.* (2016) reportan que de cualquier modo, tras el mantenimiento a elevada temperatura, se obtiene una austenita suficientemente aleada y con un contenido alto de carbono, templable, que se transforma parcialmente en martensita, en el enfriamiento, después del temple. Queda, sin embargo, después del temple, una fracción importante de austenita retenida, que debe eliminarse tras dos o, incluso, tres tratamientos de revenido con objeto de conseguir la necesaria estabilidad microestructural.

Según Buchmayr y Kirkaldy (1990) refieren que 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

Varios investigadores en los que se encuentran Granlund (1999) y Brümmer (2001) observaron que en el calentamiento a temperaturas superiores a la temperatura del eutectoide (996 K) de un 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 Szirmai, 1969; Hillert, 1971; Kinoshita y Ueda, 1974). Todos 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.

A estas fundiciones blancas al Cr - Ni, generalmente se les hace un tratamiento de alivio de tensiones (recocido subcrítico) en un rango de temperatura de 205 – 260 °C por al menos 4 horas, debido a que la matriz, en su condición as cast, con dicho tratamiento incrementa la

resistencia y la tenacidad en un 50 a 80 %, dicho tratamiento de alivio de tensiones no reduce la dureza o la resistencia a la abrasión. En el Ni Hard 4 (clase 1 tipo D), cuando la dureza era insuficiente se le practicaba un tratamiento térmico a la temperatura superior a la crítica (de 750 a 790 °C) con un tiempo de mantenimiento de 8 hs, con un posterior enfriamiento al aire o en horno a una velocidad no mayor de 30 °C/h, siguiendo un alivio de tensiones o temper (Figueredo *et al.*, 2013 y Fernández-Columbié *et al.*, 2016).

En cuanto al tratamiento a bajas temperaturas y de acuerdo con Fernández-Columbié *et al.* (2016), es una práctica común realizar un tratamiento sub cero cuando se obtiene baja dureza. Para alcanzar una dureza de 550 HB, es necesario que la estructura as cast (austenítica - martensítica) tenga al menos un 60 % de martensita. Con un 80 – 90 % de martensita se obtiene una dureza de 650 HB. Para reducir la cantidad de austenita retenida y por lo tanto aumentar el contenido de la martensita se realiza el tratamiento entre - 70 °C a - 185 °C, variando el tiempo entre ½ hora a 1 hora, luego del tratamiento se obtiene 100 HB más. Una estructura típica de una aleación Clase 1 tipo D se observa en la figura 1.3.

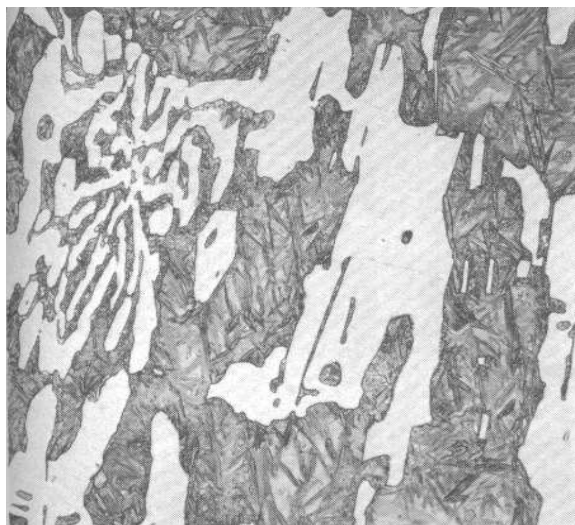


Figura 1.3. Estructura típica de una aleación Clase 1 tipo D. Fuente: ASTM A532 (2004).

Se recomienda un calentamiento lento en un horno frío a 650 °C para evitar el agrietamiento. Para formas complejas se recomienda una tasa máxima de 30 °C/h. Las fundiciones deben mantenerse a temperatura de austenización el tiempo suficiente para alcanzar una disolución equilibrada de los carburos de cromo con el fin de asegurar una apropiada respuesta al endurecimiento. Es necesario un mínimo de 4 h a la temperatura.

Para secciones grandes la regla de 1 h por 25 mm de grosor de sección es usualmente adecuada (Yan, 2003).

Según este mismo autor (Yan, 2003), las fundiciones pueden ser puestas en servicio en la condición endurecida (como se enfrían) sin revenido posterior o tratamientos térmicos subcríticos; sin embargo, el revenido en el rango de 200 a 230 °C por 2 a 4 h es recomendado para restaurar alguna tenacidad en la matriz martensítica y para aliviar esfuerzos residuales. La microestructura después del endurecimiento siempre contiene austenita retenida en un rango de 10 a 30 %. alguna austenita retenida será transformada posterior al temple a bajas temperaturas; pero si el "spalling" es un problema, puede usarse temperaturas de temple subcríticas más altas para reducir los contenidos de austenita.

1.5. Fundiciones blancas al níquel – cromo

Este grupo de aleación es el de más antiguo desarrollo o uso, siendo utilizados por más de 50 años. Tienen una buena relación costo/servicio y son utilizados en minería. En las fundiciones blancas de matriz martensítica el níquel (elemento principal de esta aleación) con contenidos de 3 al 5 % es el encargado de suprimir la transformación de la matriz austenítica a perlítica, asegurando una estructura dura (martensítica, usualmente con cantidades significativas de austenita retenida). La inclusión del cromo con contenidos que varían del 1,4 al 4 % es para asegurar que el hierro solidifique en forma de carburo, es decir para contrarrestar el efecto grafitizante del níquel. En la figura 1.3 se muestra la microestructura de la fundición blanca al níquel - cromo (Claasguss, 2012).

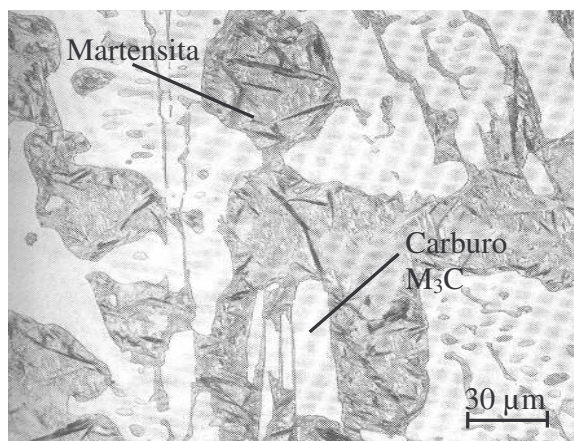


Figura 1.4. Microestructura de la fundición blanca al níquel – cromo.

Fuente: ASTM A532 (2004).

Figueredo *et al.* (2013) y Fernández-Columbié *et al.* (2016) al realizar estudio de los tratamientos térmicos de las fundiciones blancas, plantean que la composición adecuada de la fundición blanca al níquel - cromo requiere de varios factores como son dimensiones, peso de la pieza y el más importante requerimiento en servicio. La resistencia a la abrasión es función de la dureza y del volumen de carburos en la microestructura.

Por otro lado especifica la ASTM A532 (2004) que si la resistencia al desgaste es el primer requisito y la resistencia al impacto el secundario entonces se utiliza una aleación con alto contenido de carbón como la ASTM A 532 clase I tipo A (Ni-Hard I). Si la condición de impacto es necesaria, entonces se utiliza aleaciones con bajo contenido de carbono ASTM Clase I Tipo B (Ni-Hard 2), debido a que tiene menos carburos y por lo tanto más resistencia (tenacidad). La clase I tipo C es un grado especial que fue desarrollado para producción de bolas de molienda (Ni-Hard Tipo 3). El Ni-Hard Tipo 4 o ASTM A 532 tipo I clase D es una aleación de níquel - cromo modificada con tenores de cromo del 7 al 11 % y con incrementos de niveles de níquel del 5 al 7%.

En las aleaciones de baja aleación, la fase eutéctica del hierro carburo es del tipo M_3C , el cual se forma como una red continua en el hierro, en las de alto cromo, tipo D, se promueve los carburos de cromo del tipo M_7C_3 , el cual presenta un eutéctico de distribución discontinua, con lo cual le provee una mayor resistencia a la fractura por impacto, a su vez el alto contenido de cromo provee una resistencia a la corrosión la cual es útil cuando se debe manejar barros corrosivos (ASTM A532, 2004 y Hao-huai, 2007).

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

Refieren Aguilar y Boeri (2000) que reciben este nombre por la apariencia que tiene el material al fracturarse. Se forma al enfriar rápidamente la fundición de hierro desde el estado líquido, siguiendo el diagrama hierro cementita metaestable; durante el enfriamiento, la austenita solidifica a partir de la aleación fundida en forma de dendritas.

A los 1 148 °C el líquido alcanza la composición eutéctica (4,3 % C) y se solidifica como un eutéctico de austenita y cementita llamado ledeburita. El eutéctico aparece en su mayor parte como cementita blanca que rodea las dendritas de forma de helecho.

Por otra parte ha expuesto Rivera *et al.* (2000) que la fundición blanca (figura 1.5) está compuesta de perlita y cementita estructuralmente libre (P + C), el carbono se halla en esta forma de composición química con el hierro. La fundición blanca posee una alta dureza, fragilidad y no es posible su maquinado con cuchillas, por lo que es poco frecuente su utilización en la construcción de máquinas, sólo en aquellos casos cuando la pieza trabaja al desgaste (mandíbulas para las trituradoras de piedra, bolas rompedoras, zapatas de freno para vagones).



Figura 1.5. Estructuras de la fundición blanca. Fuente: Rojas *et al.* (2000).

La fundición blanca, pobre en carbono y la pobre en silicio, también se emplean para la producción de fundición maleable. Inicialmente las piezas se producen de fundición blanca, luego son expuestas a tratamiento de recocido y se obtiene la fundición maleable. La superficie de trabajo de las piezas debe tener la estructura de la fundición blanca y la parte central, resistente como la estructura de la fundición gris. Estas piezas se conocen como templadas al aire (Onsoien *et al.*, 1999).

Sertucha y Suárez (2004), consideran que las fundiciones blancas no contienen grafito libre, en cambio todo el carbono se presenta combinado como Fe_2C presenta dificultad para lograr uniformidad de estructura metalográfica según el espesor. Desde el estado líquido, se forman cristales de austenita que disuelven cada vez más carbono hasta llegar a la temperatura eutéctica, en donde el líquido remanente reacciona para formar el eutéctico

ledeburita y cementita. Como la reacción ocurre a alta temperatura (1 100 °C) la ledeburita aparece como una mezcla gruesa. Al bajar la temperatura, la austenita segrega carbono porque baja la solubilidad, de manera que da lugar a la precipitación de cementita proeutectoide mayormente sobre la cementita ya presente.

Wang *et al.* (2011) han determinado que a la temperatura eutectoide (723 °C), la austenita con 0,8 % de carbono se transforma en perlita por la reacción eutectoide, la estructura típica de una fundición blanca consiste en dendritas de austenita transformada (perlita) rodeadas de una red interdendrítica de cementita, la cementita es un compuesto intermetálico duro y frágil que forma una red interdendrítica. Esta característica hace a la fundición blanca muy dura y resistente al desgaste, pero frágil y difícil de maquinar.

Las fundiciones blancas aleadas con cromo son productos muy demandados por la industria minera, por su alta dureza, la resistencia a la abrasión y su resistencia a la oxidación y la corrosión, que se obtienen por moldeo y se caracterizan por poseer unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítica (Boeri y Sikora, 2001).

Considera Dardati *et al.* (2002) que el tratamiento térmico de las fundiciones se realiza fundamentalmente para eliminar las tensiones internas que surgen durante el fundido. Estas tensiones conducen con el tiempo, a la variación de las dimensiones y forma de la fundición, disminución de la dureza y el mejoramiento de la maquinabilidad por corte y una elevación de las propiedades mecánicas.

El tratamiento de estas fundiciones (Dardati *et al.*, 2003) consiste en una austenización a una temperatura a la que, o bien precipitan carburos o, por el contrario, se disuelven muchos de los carburos que habían precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo, lo cual depende de su composición química, del tamaño de la pieza, las condiciones de enfriamiento tras el moldeo.

Tanto la resistencia al desgaste como la maquinabilidad están puestas en función de la dureza, aunque en sentido contrario. Por una parte (Philippon *et al.*, 2004) señalan que al aumentar la dureza respecto a la resistencia a la tracción, cosa que ocurre en los hierros blancos, disminuye la maquinabilidad y por otra parte (Das y Albert, 2005) señalan que al

aumentar la dureza del material respecto a la del abrasivo, se favorece la resistencia al desgaste abrasivo del material, ya que el mismo se mueve en una masa abrasiva.

1.5.1. Practica de colada de la fundición blanca al níquel – cromo

Según reporta la ASTM A532 (2004) y Wang *et al.* (2006), las altas temperaturas de colado agravan la contracción de solidificación y los puntos calientes generados pueden producir micro rechupes y estructura dendrítica grosera, arrastre de arena, sinterización de la arena. Por lo tanto es importante controlar la temperatura de colado en piezas con secciones gruesas. La práctica de temperatura de colado baja no solo es necesaria para evitar los defectos de solidificación. Sino para evitar los defectos de penetración del metal en el molde, a su vez la baja temperatura de colada es también efectiva para el control del tamaño de las dendritas y el tamaño de los carburos eutécticos.

La temperatura eutéctica para las aleaciones de Cr - Ni es de aproximadamente de 1 200 °C, comenzando la solidificación (fuera de equilibrio) entre 1 280 a 1 200 °C (estos valores dependen de la composición). La temperatura de colada es de 100 °C por sobre la línea de líquidus, debiendo ser mayores si se cueban piezas finas. Estas aleaciones pueden ser coladas en arena, moldes permanentes, obteniendo la mayor dureza, resistencia y tenacidad al impacto cuando se cueban en coquilla, con respecto a las piezas coladas en arena debido a que los carburos son más finos, recomendándose que se acoquille la parte de la pieza que va a trabajar para aumentar la resistencia a la abrasión (Zhang Zhiguo., 2014).

Chotěborský *et al.* (2011) plantea que el moldeo en arena puede ser hecho en cualquier proceso de moldeo, tierras sintéticas, arenas con resinas de fraguado en frío, siendo la única condición que el molde sea lo suficientemente rígido para minimizar los defectos de contracción. Las fundiciones blancas son proclives a fisurarse en caliente, ocasionalmente las piezas se pueden fisurar al extraerlas del molde o debido a la falta de colapsabilidad del molde o noyos.

Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006) son del criterio que estas aleaciones poseen una alta contracción líquido - sólido de alrededor de 5 %, por lo tanto requiere un sistema de alimentación más grande que en las fundiciones de hierro gris. Se debe tener cuidado en el posicionamiento del sistema de alimentación para que sea fácilmente removible, los montantes no deben cortarse con soplete, debido a la fragilidad del metal y la mala

conducción del calor haría que se fisure o rompa la pieza. Para evitar esto se debe cortar con discos abrasivos, siendo más fácil el corte cuando la pieza alcanza la temperatura ambiente y toda su estructura es martensítica (la transformación martensítica comienza a los 230 °C).

En cuanto a sus aplicaciones, especifica la ASTM A532 (2004) que debido a su bajo costo, las fundiciones blancas martensíticas al Ni - Cr se las utiliza masivamente en minería.

Clase 1 Tipo A: Se las usa cuando se requiere máxima resistencia a la abrasión,

Clase 1 Tipo B: Para requerimientos de mayor tenacidad con moderado impacto.

Clase 1 Tipo C (Ni Hard 3): es utilizado para la producción de bolas de molienda, requiriendo un tratamiento térmico de alivio de tensiones a 260 - 315 °C por 8 hs, para que alcance una adecuada resistencia al impacto.

Clase 1 tipo D: Tiene los mayores valores de resistencia y tenacidad usándose para las aplicaciones más severas que justifique un mayor costo, es comúnmente utilizado para la fabricación de bombas de voluta que transportan líquidos con sustancias abrasivas.

1.6. Resistencia al desgaste abrasivo en los hierros fundidos

En las fundiciones blancas, todo el carbono se encuentra combinado bajo la forma de cementita. Son normalmente aleaciones hipoeutécticas y se caracterizan por su dureza y resistencia al desgaste, son quebradizas y difíciles de mecanizar. Esta fragilidad y falta de maquinabilidad limita la utilización industrial de las fundiciones totalmente blancas, quedando reducido su empleo a aquellos casos en los que no se precise ductilidad.

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 ente 2 y 12 % y vanadio entre 3 y 10 % o un contenido de wolframio hasta 20 %.

Establecen como condición que el % Mo + 0,5 % W sea mayor que 0,32 (0,5 % Cr + % V). Con este nivel de aleación obtuvieron carburos del tipo M_6C en los límites de los granos de los carburos primarios, con un tamaño de partícula 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 M_6C 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 hipereutético, 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 hipoeutéticos, 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 hipoeutética, 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 lleva la resistencia al desgaste, pero la maquinabilidad se limita notablemente y los costos se elevan dado el nivel de aleación y los elementos empleados.

Tsutomo (1991) citado por Figueredo *et al.* (2013) con el objetivo de aumentar la dureza y la resistencia al impacto, propone un hierro de bajo contenido de silicio (0,2 a 1,0 %) con contenidos de molibdeno (0,5 a 2,0 %), el cromo (27 a 34 %), el wolframio (0,5 a 2,0 %) y el boro hasta 0,1 %. El cual es tratado térmicamente entre 950 y 1 100 °C y revenido después del temple entre 200 y 500 °C, para alcanzar los niveles de dureza deseados.

Resulta de interés particular la solución brindada por Takayiki *et al.* (1991) donde conjugan el empleo de elementos como el níquel (3 a 5 %) que promueven la formación de grafito y mejoran la estructura de la matriz y el cromo (1,2 y 2,5 %) en contenido donde disminuye el desgaste sin que frene la grafitización. Se adicionan además molibdeno (0,1 a 2 %) a un nivel donde la dureza de los carburos puede ser incrementada y el boro en un nivel (0,01 a 0,2 %) que regula la uniformidad del grafito y evita que se obtenga muy basto.

1.9. Conclusiones del capítulo 1

- ✚ Se determinó que el que el conformado de las piezas fundidas se realiza mediante técnicas de moldeo, a partir del caldo líquido y que las mismas por su contenido de carbono son fundiciones hipoeutécticas, su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita y termina con la formación del constituyente eutéctico.
- ✚ Según el contenido de los elementos aleantes en las fundiciones, se plantea que los hierros aleados con elevado contenido de cromo, fundamentalmente la fundición blanca, presentan buen comportamiento para trabajar en condiciones de elevada abrasión por su alta resistencia y dureza.
- ✚ En las literaturas consultadas se pudo establecer que el incremento de la resistencia al desgaste en las fundiciones blancas se logra a partir de tratamientos térmicos, pero en las condiciones de nuestro país donde los recursos energéticos son limitados, es una alternativa el obtener estructuras que incrementan la resistencia al desgaste a partir del efecto de los elementos de aleación desde que las piezas son obtenidas en la fundición.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Las aleaciones de fundición blanca se destacan principalmente por dos características: elevada dureza específica y elevada resistencia a la corrosión, esto explica su aplicación preferente en la industria química y minera. Muchos de los materiales construidos se optimizan para trabajar bajo determinadas condiciones de carga, con el objetivo de reducir los daños debidos al desgaste y la fatiga. No obstante es necesario considerar deterioros debidos a desgaste, oxidación y corrosión, propios del entorno de trabajo. Es aquí donde la fundición blanca va a permitir la protección de elementos electromecánicos frente a estos tipos de daños.

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. Proceso de colada 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 selección de los materiales de carga se realizó de acuerdo a la composición química de la aleación objeto de estudio. Se comprobó los mismos estuviesen limpios de grasa y suciedad y de tamaño tal que no dañen el revestimiento del horno, por lo que se hizo necesario pesarlos, lo mismo se realizó en una balanza digital de pesaje industrial.

Como las altas temperaturas de colado agravan la contracción de solidificación y los puntos calientes generados pueden producir micro rechupes y estructura dendrítica grosera, arrastre de arena, sinterización de la arena. Por lo tanto se controló la temperatura de colado de la pieza. La temperatura de fusión de la aleación a estudiar es de 1 480 °C.

La selección de esta temperatura de colado, la cual se considera baja, no solo es necesario para evitar los defectos de solidificación, sino para evitar los defectos de penetración del metal en el molde, a su vez la baja temperatura de colada es también efectiva para el control del tamaño de las dendritas y el tamaño del los carburos eutécticos.

La temperatura eutéctica para las aleaciones de Cr - Ni es de aproximadamente de 1 200 °C, comenzando la solidificación (fuera de equilibrio) entre 1 280 a 1 200 °C (estos valores dependen de la composición).

2.2.1. Obtención de las probetas metálicas

El conformado del producto se realizó mediante técnicas de moldeo, directamente a partir del caldo líquido. Siendo habitualmente fundiciones hipoeutécticas, su solidificación debe comenzar con la formación de dendritas de austenita y termina con la formación del constituyente eutéctico $\gamma + M_7C_3$. En la tabla 2.1 se muestran los materiales de la carga de la aleación objeto de estudio.

Tabla 2.1. Materiales de la carga

Materiales	Chatarra Ac Ct - 3	Palanquilla	Ni Sinter	FeCr	Fe Si 75	FeMn	Carbón Antracita
Masa (kg)	16,66	30	2,44	44,6	1,3	0,5	4,5

Las probetas metálicas como se observa en la figura 2.1, se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en el molde, previamente confeccionado a partir de una plantilla que se solidifica y da lugar a las mismas, se utilizó plantillas sueltas sin sistema de alimentación, que son las recomendadas para fabricar una sola pieza o una serie de pequeñas cantidades; se obtienen probetas y a partir de ellas se elaboran las muestras para realizar los análisis propuesto.

El moldeo se realizó según la instrucción 08 - I - 027 (2008), de forma manual con la utilización de mezclas autofraguantes, las cuales responden a las exigencias del proceso tecnológico tales como permeabilidad, la resistencia, la penetrabilidad al gas, el poder gasógeno e higroscopicidad; todo esto con el objetivo de obtener las probetas con la mejor calidad posible.



Figura 2.1. Muestras obtenidas del moldeo.

El desmoldeo se realizó en la desmoldeadora Webac, que consiste en un sacudidor con una estación de desmoldeo por vibración con rejilla de 2 x 2 m y una carga máxima de cinco toneladas. El corte del sistema de alimentación se realizó por impacto, el recomendado para las aleaciones del hierro fundido.

Se realizó un desmoldeo rápido con el objetivo de eliminar las tensiones que surgen durante esta operación. Estas tensiones son pocas a altas temperaturas cuando las piezas se encuentran en 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.

Luego de realizado el proceso de desmoldeo, se efectuó la limpieza de las probetas, para ello se utilizó la máquina granalladora V + S - Funker, tipo FBS 2,2 x 2,7 x 3,30 m, de fabricación alemana por la firma de V + S Vogel & Schemmann Maschin GmbH Schwerter Str. 200.

2.2.2. Análisis de la composición química de la aleación

El análisis químico del material se realizó con el empleo de un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de Fundición de la empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. El ensayo consistió en suministrar una intensidad de corriente a los electrones que conforman un átomo, estos se excitan y pasan de un nivel de energía superior desprendiendo energía en forma de calor emitiendo un fotón. El chispeo se realizó en varios lugares de la muestra con una atmósfera de argón para eliminar el oxígeno. De la serie de mediciones se consideró el promedio obteniendo así el porcentaje de cada elemento que conforma la aleación. En la tabla 2.2 se muestra la composición química de esta aleación, según la norma GOST TY48-22-13-76.

Tabla 2.2. Composición química estándar de la aleación, en %

Aleación	C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe
ИЧ X H4	3,0-3,4	2,0-2,8	1,0	0,8-1,2	3,5-5,0	Balance

En la fundición de baja aleación la eficiencia de la aleación se determina por la presencia del cromo. En las piezas de paredes finas de fundición al cromo níquel con un contenido de 0,3 - 0,4 % de cromo y 0,1 - 2 % de níquel es posible el temple al aire.

Estas variables controlan la fundición, o sea la condición del carbono y también su forma física. El carbono puede estar combinado en forma de carburo de hierro (Fe_3C) o existir como carbono libre en forma de grafito. La forma y distribución de las partículas de carbono sin combinar influye en forma determinante sobre las propiedades mecánicas del hierro fundido. Estas aleaciones se clasifican por lo tanto, según el estado en que se encuentra el carbono en la microestructura, así como por la microestructura de la matriz.

2.3. Fases para el tratamiento térmico

La primera etapa de la mayoría de los tratamientos térmicos diseñados para cambiar la estructura y propiedades del hierro fundido consiste en calentar y mantener en una temperatura entre 850 – 950 °C durante 1 h más 1 h por cada 25 mm de espesor de sección, para homogeneizar el hierro. Cuando se presentan carburos en la estructura la temperatura debe ser aproximadamente 900 – 950 °C, lo cual descompone los carburos previo a los siguientes pasos del tratamiento térmico. El tiempo puede extenderse de 6 – 8 h si se presentaran elementos estabilizantes de carburos. En todo el tratamiento térmico se distinguirán tres fases:

1. Calentamiento hasta la temperatura adecuada.
2. Mantenimiento a esa temperatura hasta obtener uniformidad térmica.
3. Enfriamiento a la velocidad adecuada.

2.3.1. Selección del tratamiento de recocido

Los recocidos más rápidos se dan en los hierros de más alto contenido de silicio, bajo Mn, Cu, Sn, As y Sb, y generalmente bajo contenido de partículas de elementos menores. Si el hierro no contiene carburos cualquier método de los explicados se puede usar, pero para una óptima ductilidad debe elegirse el método de enfriamiento interrumpido. Debe remarcarse que con el tratamiento en una sola etapa los granos de ferrita en la estructura serán menores que para los otros tratamientos y también será menor la ductilidad y tenacidad. La temperatura de formación de ferrita de 680 - 700 °C, puede aumentarse con el aumento del contenido de silicio.

Para obtener una microestructura de fundición maleable, la fundición blanca enfriada se calienta en un horno de maleabilización para disociar el carburo de hierro de la fundición blanca en hierro y grafito.

Existe una tendencia a que la cementita se descomponga en hierro y carbono sin combinar es la base para manufacturar la fundición maleable. La reacción $Fe_3C \leftrightarrow 3Fe + C$ es favorecida por altas temperaturas, la existencia de impurezas sólidas no metálicas, mayores contenidos de carbono y la presencia de elementos que ayudan a descomponer la Fe_3C . Para el estudio de la fundición blanca se utiliza el diagrama metaestable hierro – carbono (el % C es hasta 6,67 % que le corresponde a 100% Fe_3C) (figura 2.2).

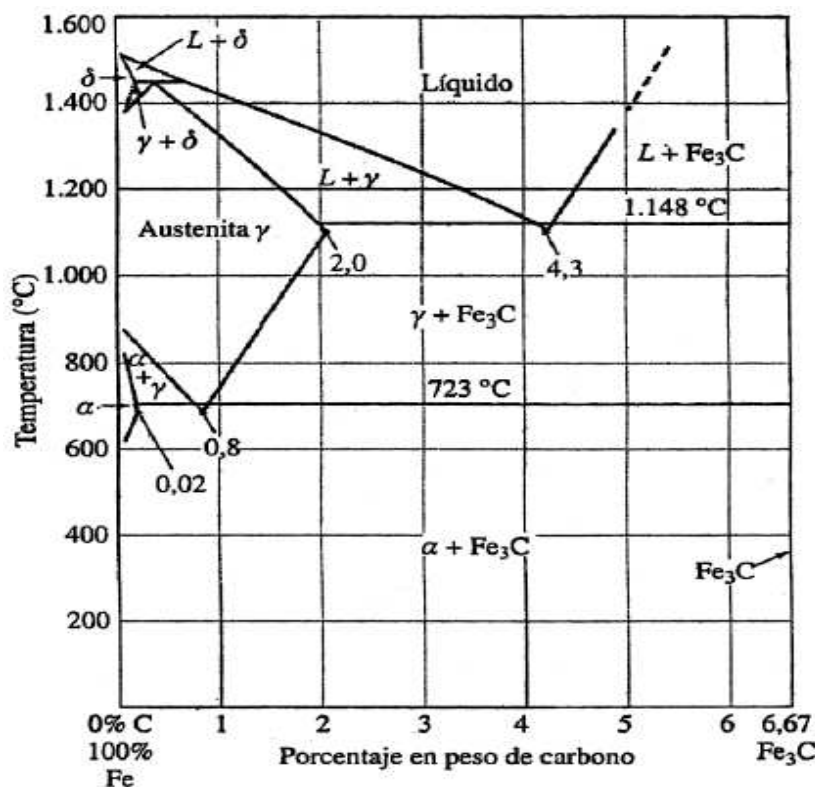


Figura 2.2. Diagrama de fases hierro – carburo de hierro (Fe – Fe_3C). Fuente: Reed (1986).

Según el diagrama hierro- carburo de hierro (cementita). El carburo se precipita durante los tres periodos importantes (hierro con 3 % carbono):

1. Por debajo de 1 148 °C: reacción eutéctica: $L \rightarrow \gamma + Fe_3C$.
2. De 1 148 a 723 °C: del eutéctico al eutectoide: $\gamma \rightarrow \gamma + Fe_3C$.
3. A 723 °C: reacción eutectoide: $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ (como perlita).

En la reacción 1, se forma carburo (cementita) del líquido. En la reacción 2 el carburo se cristaliza sobre el carburo existente y en la reacción 3 se forma la perlita, por lo tanto, luego del proceso de obtención de la fundición blanca ИЧ X H4 equivalente al Ni Hard I clase I

tipo A según norma ASTM 532, debe contener un alto porcentaje de carburo, el cual es duro y frágil.

El ciclo térmico tiene tres etapas: calentamiento, mantenimiento y enfriamiento.

1. El calentamiento se realiza con una rampa de temperatura de 435 °C. En 2,16 h se alcanza la temperatura de 960 °C. Es una temperatura suficiente como para que se produzca la austenización completa.
2. La etapa de mantenimiento dura 1,5 h: durante esta etapa se garantiza la uniformidad de temperaturas en la pieza y el tiempo suficiente para que se produzca la transformación austenítica.
3. La etapa de enfriamiento tiene que ser lenta para evitar que se produzca la transformación perlítica.

En la tabla 2.3 se muestran los parámetros empleados para el tratamiento térmico.

Muestras	Rampa de calentamiento °C/h	Temp austenización (°C)	Mantenimiento h	Enfriamiento °C
1	435	960	1,5	Aire
2	435	960	1,5	Aire
3	435	960	1,5	Aire

El recocido es orientado a garantizar un alivio de tensiones residuales en el material devenidas por el proceso de fundición, lograr una homogeneización de la microestructura funda y garantizar una pequeña cantidad de ferrita en la mecroestructura. De esta forma quedará preparada la microestructura de la fundición que será sometida a temple, donde ocurrirán nuevas transformaciones que darán lugar a nuevas estructuras en el metal. El recocido se aplicó a tres probetas. En esas condiciones, temperatura ligeramente superior a la eutectoide y mantenimiento prolongado, la austenita va cediendo carbono que se deposita en forma de grafito, obteniéndose al final ferrita y grafito.

2.3.2. Horno empleado para el tratamiento térmico

El horno empleado para el tratamiento térmico de las muestras es un horno de mufla, en este horno se puede generar elevadas temperaturas y sirve para calentar materiales que son sometidos a distintos procesos de tratamiento térmico, el mismo se encuentra ubicado en el laboratorio de química del Instituto Superior Minero Metalúrgico. Es un horno eléctrico con aplicaciones de procesos de incineración, secado, disgregación, recocido, tratamientos

térmicos con temperatura máxima de $+1\ 100\ ^\circ\text{C}$. Los hornos muflas calientan las probetas por acción directa o indirecta del flujo eléctrico, para el calentamiento se debe tomar en cuenta el tamaño, la forma y la temperatura de la probeta a ser tratada térmicamente. En la figura 2.3 se muestra dicho horno.



Figura 2.3. Horno de mufla (TT de recocido).

Las características fundamentales del mismo es que tiene un recinto interior compuesto por placas de refractario ligero de alta calidad, de gran contenido en alúmina y exentas de amianto y óxido de hierro. Elementos calefactores distribuidos uniformemente con hilo especial de elevado punto de fusión y recocido por alta frecuencia asegurando una duración excepcionalmente larga. Excelente aislamiento térmico de fibrocerámica de baja densidad y conductividad térmica. Consumo reducido a máximo rendimiento.

En este tipo de hornos la energía se intercambia en forma de calor entre distintos cuerpos o entre diferentes partes de un mismo cuerpo que están a distinta temperatura. Los hornos mufla transfieren su calor mediante convección, radiación o conducción. El calor se transmite a través de la pared del horno fundamentalmente por conducción, la radiación existirá cuando el horno se encuentre en temperaturas altas como es los 900 hasta los $1\ 000\ ^\circ\text{C}$ y si la temperatura del horno es baja aquí la convección sería mayor.

2.4. Cálculo del carbono equivalente

El contenido de carbono recomendado para producir una solidificación adecuada de la fundición nodular esta alrededor de $3,5\ \%$. Esa cantidad puede variar de acuerdo con el contenido de silicio de la fundición, procurando mantener el carbón equivalente en un valor

cercano a la composición eutéctica, aproximadamente 4,3 % C. El carbono equivalente está relacionado con la composición según la ecuación siguiente (Velez *et al.*, 1996).

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad (2.1)$$

Donde:

$\%C_{eq}$ - carbono equivalente; %

$\%C$ - carbono; %

$\%Si$ - silicio; %

$\%P$ - fósforo; %

La cantidad de carbono afecta las propiedades mecánicas debido a que la fracción volumétrica de grafito está directamente relacionada con el contenido de C; el aumento de la fracción de esa fase genera una disminución de la resistencia a la tracción del material.

La influencia combinada del carbono y el silicio normalmente se evalúa como:

$$C_{eq} = \%C + 0,3(\%Si) + 0,33(\%P) - 0,27(\%Mn) + 0,4(\%S) \quad (2.2)$$

Donde:

$\%Mn$ - manganeso; %

$\%S$ - azufre; %

El cálculo del CE permite evaluar el efecto de la composición de los elementos en las fundiciones no aleadas. Permite estimar si una determinada fundición será hipo o hipereutéctica durante la solidificación.

2.4.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición

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

$$Si \left[\% = \frac{2\,085,4 - C_{ET}}{22,7} \right] \quad (2.3)$$

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

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

Donde:

C_{ET} - carbono equivalente total; %

T_{AL} - temperatura del líquidus de la austenita; °C.

La presencia de silicio en el sistema Fe-C produce una disminución de la solubilidad del carbono en la austenita inicial. El contenido de carbono en la austenita, como una función de la temperatura de austenización y del contenido de silicio puede ser determinado por la ecuación siguiente de acuerdo con (Darwish y Elliot, 1993).

$$C\gamma = \frac{T\gamma}{420} - 1,7 (\%Si) - 0,95 \quad (2.6)$$

En la cual, $C\gamma$ es el contenido de carbono y $T\gamma$ es la temperatura de austenización.

Para una determinada temperatura de austenización, el aumento del contenido de silicio genera una mayor velocidad de la reacción durante la primera etapa como consecuencia de la disminución del contenido de carbono en la austenita inicial. El Si promueve la nucleación y el crecimiento de la ferrita bainítica en la matriz de austenita e inhibe la formación de carburos durante la reacción de austemperado de la fundición nodular.

El contenido de manganeso varía en función de la matriz deseada, típicamente, puede ser tan baja como 0,1 % para hierros ferríticos y tan alta como 1,2 % para hierros perlíticos, ya que el manganeso es un fuerte promotor de la perlita.

$$\%Mn = 1,7 (\%S) + 0,15 \quad (2.7)$$

Se determina la cantidad de manganeso en la fundición, este puede modificar la microestructura del grafito ya que incide sobre su proceso de crecimiento. Cuando hay 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, generando así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro.

2.4.2. Control del índice de saturación

Según el diagrama Fe - Fe₃C generalmente, una aleación de hierro, con un $C_{eq} = 4,3$ solidifica de manera eutéctica (directamente de líquido a sólido). Las fundiciones de hierro hipereutécticas tienen un valor de $C_{eq} > 4,3$, mientras que en las hipoeutécticas es $< 4,3$.

El grado de saturación de la aleación se determinó como:

$$Sc = \frac{[Ct]}{4,3 \cdot 0,312(\%Si) \cdot 0,33(\%P) \cdot 0,66(\%Mn)} \quad (2.8)$$

Donde Sc es el grado de saturación, en %.

En el intervalo de un grado de saturación entre 0,75 y 0,95 la estructura de la base será casi totalmente perlítica. Pero no sólo el porcentaje de los elementos químicos influye en la formación de la perlita. Hay otras muchas causas que actúan sobre las estructuras de la matriz, como son: la naturaleza de las materias empleadas, la conducción de la fusión, la presencia de centros de cristalización, la velocidad de enfriamiento. En este rango de valor del grado de saturación es el que se debe alcanzar para obtener la mayor resistencia mecánica.

El índice de saturación se determina como:

$$IS = \frac{\%C}{4,3 - \frac{(\%Si + \%P)}{3}} \quad (2.9)$$

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

Serán hipoeutécticas cuando ese valor es inferior a 1, eutécticas con el índice de saturación igual a 1 e hipereutécticas cuando es superior a 1.

2.4.3. Composición en las interfases

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

$$T_{AS} = 1528 - 177,9 \left(C + 0,18 \cdot Si \right) \quad (2.10)$$

$$T_{GL} = 389,1 \left(C + \frac{1}{3} Si \right) - 503,2 \quad (2.11)$$

$$T_E = 1154,6 + 6,5 \cdot Si \quad (2.12)$$

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

El significado de las temperaturas T_{AL} ; T_{AS} , T_E ; T_{GL} puede observarse en la figura 2.4 que se corresponde con un sector del diagrama de equilibrio Fe - C - Si para un determinado porcentaje de Si.

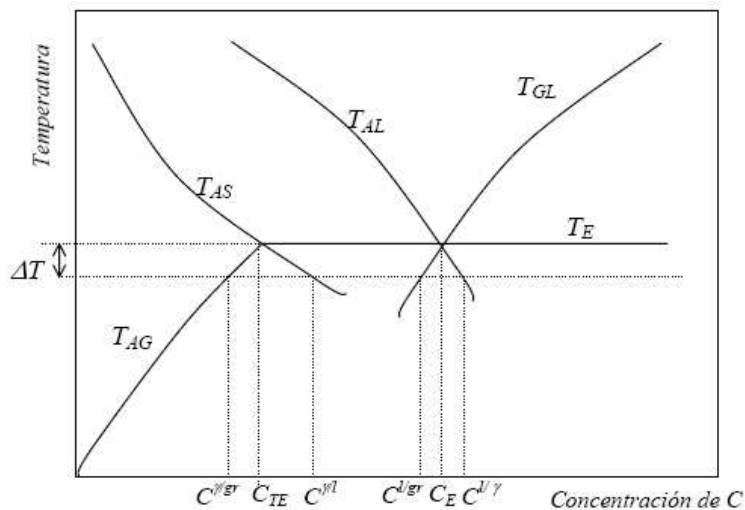


Figura 2.4. Región eutéctica del diagrama un Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

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

$$C_{TE} = 0,8 - 0,216 \cdot Si \quad (2.13)$$

De las ecuaciones anteriores se pueden despejar los porcentajes de carbono en la zona de la interfase correspondientes a cada fase y cada temperatura. En todos los cálculos las concentraciones de equilibrio de carbono en las interfases se obtienen mediante las ecuaciones establecidas por Heine (1986) y Boeri (1989).

$$C^{l/\gamma} = \frac{1}{97,3} (1569 - T - 24,32 \cdot Si) \quad (2.14)$$

$$C_{\gamma/l} = \frac{1}{177,9} (1528,4 - T - 32 \cdot Si) \quad (2.15)$$

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

2.4.4. Cálculo de las variables termodinámicas

Se utilizaron correlaciones basadas para el cálculo de las temperaturas de transformación del liquidus (2.17), del eutéctico gris (2.18) y del eutéctico blanco (2.19), las que fueron tomadas de las referencias (Heine, 1986; Stefanescu y Katz, 2008; Majjer *et al.*, 1999 y Glover *et al.*, 1982) respectivamente.

$$T_l = 389,1 \cdot C + 0,31 \cdot Si - 505,8 \quad 4,40 \leq CE < 4,60 \quad (2.17)$$

$$T_g = 1135,06 + 13,89 \cdot Si - 2,05 \cdot Si^2 \quad (2.18)$$

$$T_c = 1138,2 - 6,93 \cdot Si + 2,5 \cdot P - 1,717 \cdot Si + 2,5 \cdot P \quad (2.19)$$

2.5. Materiales y equipos empleados en la experimentación

Para dar cumplimiento al objetivo propuesto en el trabajo se emplearon diferentes máquinas y equipos, para lo cual se consideró que las mismas fueran certificadas según normas y que en lo posible las mismas se ajustaran a las condiciones experimentales y evitar errores causales que surgen de forma involuntaria.

Dentro de los procesos de diseños, el corte de las muestras debe realizarse meticulosamente, tratando en lo posible de la selección adecuada de cada máquina, para ensayos microestructurales, la no alteración de las propiedades de los materiales es de vital importancia, ya que el cambio de la misma refleja una imagen distorsionada de lo que queremos obtener.

2.5.1. Pulidora metalográfica montasupal

Se encuentra ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, se utilizó para lograr una superficie lisa y pulida libre de impregnación de impurezas o ralladuras, las muestras se desbastaron con lijas del tipo 120, 200, 400 y 800, las características de la máquina son:

Voltaje (V)..... 250

Corriente (A)	2,5
Número de revoluciones (rev/min)	300 - 1 000
Potencia del motor (kW)	3,72

2.6. Preparación metalográfica de la probeta

Las superficies de las muestras a investigar deben ser previamente pulidas para poder realizar la observación microscópica, por lo que se propone la realización de un conjunto de operaciones que permitan lograr la calidad superficial deseada. Las operaciones se resumen en el siguiente orden (NC 10-56:86 y ASTM E3 – 95).

- Corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una torno 16 K 20, los regímenes de corte empleados son de números de revoluciones de 125 r/min y avance de 0, 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 15 x 30 mm, de forma tal que permitiera su fácil manipulación y posterior nivelación, así como el ataque químico. Durante el trabajo se refrigeró constantemente la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción ya que la temperatura producida por el roce puede alterar radicalmente la estructura original, por lo menos en la superficie obtenida (Sturla, 1951).

El desbaste y el pulido, consistió en obtener primeramente una superficie plana y semipulida, mediante el empleo de máquinas herramienta y papeles abrasivos. El pulido con los papeles abrasivos se realizó con la variación de la granulometría, desde la más gruesa a la más fina. Concluido el proceso de lijado fino, se realizó la operación conocida como pulido fino, en el que se empleó la pasta abrasiva conocida comercialmente como “Pasta GOI”, añadida sobre discos provistos de paños o motas. En el pulido se emplearon lijas del tipo No, 320 y 400 según (ISO 9001).

Este pulido se llevó a cabo con la lija montada sobre una placa de vidrio, cambiando el sentido del lijado 90° al pasar de un pliegue a otro de manera que se elimine la capa de metal distorsionado y deslizado dejado por el anterior.

Se realizaron dos tipos de lijados, el grueso y el fino, con el lijado grueso se redondearon los ángulos que podrían llegar a provocar la rotura del papel esmeril o del paño durante el pulimento. Las primeras etapas de lijado se realizaron con papel de lija con tamaño de granos 120 y 240 respectivamente, para obtener una superficie plana, libre de toda

distorsión o huellas producto del corte y además lograr que todas las marcas del lijado sigan una misma dirección. El lijado fino se realizó semejante al anterior, con la diferencia que esta vez el proceso se inició con lija de tamaño de granos 320 hasta 800. Cada vez que se cambió de lija se operó de la forma descrita anteriormente, a fin de obtener nuevas rayas perpendiculares a las anteriores.

En ambas operaciones de pulido se utilizó abrasivos, en nuestro trabajo se realizó el óxido de cromo. Una vez pulida las probetas se lavaron con agua destilada, se secaron con papel de filtro y finalmente se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir. El ataque de las muestras para su examen microscópico se realizó con el reactivo nital al 2 %, de 1 a 5 ml de ácido nítrico más 100 ml de alcohol. El ataque químico se realizó bajo temperatura de 20 °C, en un tiempo de 15 s a un minuto.

Para la observación de la microestructura de la probeta patrón, como se observa en la figura 2.5, que se empleará para la comparación de las micrografías obtenidas, se obtuvo en un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe, que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió una nivelación adecuada de estas.

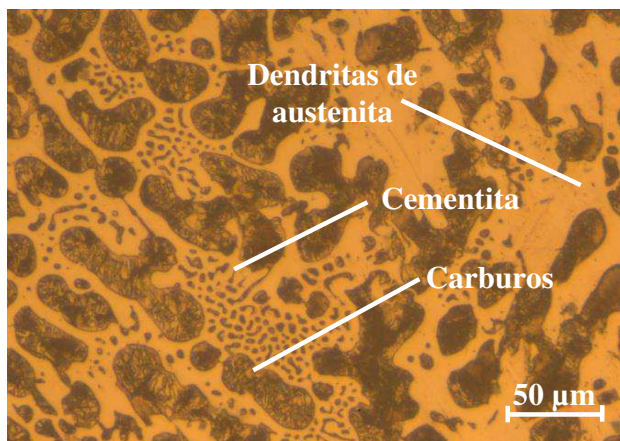


Figura 2.5. Fundición blanca sin tratamiento térmico.

En la figura se muestra la fundición blanca sin tratamiento térmico, consiste en dendritas de austenita transformada (perlita) rodeadas de una red interdendrítica de cementita, porcentaje de carburos eutécticos, así como de austenita retenida. La mayor parte del carbono se halla formando carburo de hierro o cementita y ésta es la causa de que presenten

una fractura blanca, es precisamente estos microconstituyentes lo que la hacen muy duras y poco dúctiles, no maquinables y con gran resistencia al desgaste y la abrasión.

La solidificación en las aleaciones hipoeutécticas ocurre por la formación de dendritas de austenita seguidas por la formación de un eutéctico de austenita y carburos de cromo M_7C_3 . Bajo condiciones de equilibrio precipitan carburos de cromo desde la matriz austenítica por encima de la temperatura de enfriamiento del eutéctico a la temperatura crítica, alrededor de 760 °C, donde ocurre la transformación de ferrita y carburo en el subsiguiente enfriamiento. Sin embargo, cuando se enfría en condiciones de no equilibrio (caso que ocurre en la mayoría de las piezas convencionales) la austenita está sobre saturada de carbono y de cromo.

Debido a estos altos contenidos de carbón y cromo se desarrolla una fundición de hierro con una austenita meta estable dando perlita que inhibe la transformación bainítica. Con suficientes elementos de aleación como molibdeno, manganeso, níquel y cobre, la transformación perlítica puede ser evitada en cualquier sección fundida.

2.6.1 Determinación de la dureza Vickers

Se aplicó para la determinación de la dureza de los volúmenes microscópicamente pequeños de la aleación. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT-3 No 168, Berkovich (1952), del laboratorio de Ciencias de los materiales del ISMM Moa. La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas. En la tabla 2.4 se muestran los parámetros para la medición de la dureza.

Tabla 2.4. Parámetros para la medición de la dureza

No	Operación	Velocidad de calentamiento (°C/h)	Etapas	Microestructura	HV
1	Bruto de colada		-		63
2	Recocido	960	1	-	-
3	Recocido	960	1	-	-
4	Recocido	960	1	-	-

Para determinar la dureza (HV) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 50 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante con 136°, con una penetración en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para los puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

En la figura 2.6 se muestra el procedimiento descrito para la medición de la dureza.

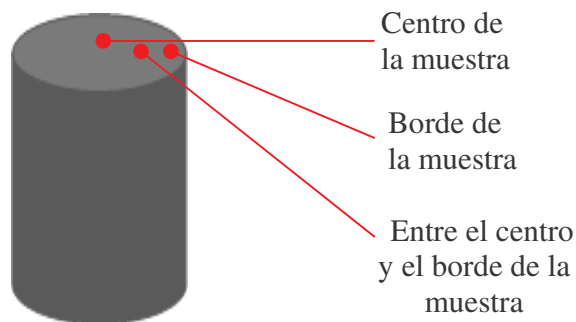


Figura 2.6. Zonas para la medición de dureza y microestructural.

Según se observa en la figura, se realizó un barrido en toda la superficie con el objetivo de analizar la dureza y las microestructuras presentes.

La dureza (VH) se calculó por la ecuación siguiente:

$$VHN = 1584 \cdot \frac{P}{\bar{d}^2} \quad (2.20)$$

Donde:

VH - número de dureza Vickers; kgf/mm²

1584 - constante

P - peso; kgf

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d}^2, \text{ mm} \quad \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2)}{2} \quad (2.21)$$

$$\text{Microdureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \quad (2.22)$$

2.7. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para el análisis de las imágenes de las muestras metalográficas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB como se muestra en la figura 2.7. El microscopio óptico está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.



Figura 2.7. Microscópio óptico reflexivo.

Realiza la reflexión de la luz de una probeta ya pulida con el objetivo de evaluar los microconstituyentes, presenta una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO, donde se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la misma, aquí se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, se elabora un reporte técnico con estas características. En este microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras de fundición blanca, así como el conteo del porciento de los microconstituyentes presentes.

2.8. Obtención del porciento de microconstituyentes

El porciento de microconstituyentes se determinó en el microscopio reflexivo. El microscopio funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En la tabla 2.4 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.4. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes.

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1 %
2	Área 2	Área 2 %
3	Área 3	Área 3 %
4	Área 4	Área 4 %

En este ensayo, los granos van a presentar colores diferentes, lo que indica que presenta más de un microconstituyente. Adicionalmente 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. Conclusiones del capítulo 2

- Los procedimientos descritos permiten establecer el comportamiento microestructural de la fundición blanca sometida a tratamiento térmico con el objetivo de mejorar sus propiedades mecánicas.
- Se estableció el procedimiento de obtención de la fundición blanca a partir del proceso de colada de la aleación y de la carga metálica especificando para ello también el proceso de desmoldeo para obtener la aleación establecida.
- Los parámetros establecidos como: control del índice de saturación, la composición en las interfases y el cálculo de las variables termodinámicas permiten establecer a partir del diagrama Fe- C, el tipo de solidificación de la fundición blanca obtenida.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La elección de un material se basa en las propiedades que puedan conseguirse en cada caso. En las fundiciones de alta resistencia buscamos los mejores valores en sus propiedades mecánicas y estas derivan de la estructura constitutiva de las mismas. La ingeniería metalúrgica en el área de materiales estudia los caminos para conseguir la estructura más adecuada para lograr esas propiedades, utilizando técnicas, aleaciones y de procedimientos de fabricación adecuados. Se hace énfasis en este último aspecto porque las propiedades mecánicas no son el producto de formulaciones de composición química más o menos sofisticada. La técnica de fabricación es tan importante y más que la adición de los elementos de aleación, o mejor dicho, la combinación de ambos aspectos es el camino para lograr los mejores resultados.

El objetivo del capítulo es realizar el análisis del proceso de solidificación de la fundición blanca, así como las variaciones metalúrgicas que se originan después de la colada y luego del tratamiento térmico para mejorar su matriz.

3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida

Debido a la importancia de esta tarea, se planteó 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 seleccionarán elementos que eleven 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 material, 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	Cr	Mo	Ni	Cu
3,0	1,40	0,80	0,08	0,8	1,2	0,20	4,7	0,06

Como se aprecia en la composición química, los elementos más representativo en esta aleación lo constituyen el Cr, el C, el Ni y el Si.

El carbono equivalente en función del fósforo y silicio de la fundición blanca, según los elementos que se consideran en la ecuación 2.1 es de 3,2 %C y el carbono equivalente en relación a la composición química calculado por la ecuación 2.2 es de 3,9 %C, que la caracteriza como una aleación hipoeutécticas, donde su solidificación comienza con la formación de dendritos de austenita y termina con la formación de dendritos de austenita, así como la formación de carburos del tipo M_3C .

Los elementos Si y P sustituyen una parte del carbono. El carbono equivalente expresa cuantitativamente esta sustitución y permite citar una fundición sobre el diagrama binario Fe - C para relacionarlo con el eutéctico binario ($C_{eq} = 4,3 \%$). Permite, por lo tanto, conocer aproximadamente sus temperaturas de inicio y fin de solidificación, evitando recurrir a incómodos diagramas ternarios. Así mismo, las propiedades de las fundiciones se pueden expresar en función del carbono equivalente, reportado por Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006).

Se determinó por la ecuación 2.3 y la 2.4 el % de silicio y carbono en la fundición en función de los valores temperatura de transformación eutéctica (CET) y temperatura de arresto de líquidus (T_{AL}), para el primero es de 0,91 % y para el segundo, calculada la temperatura del líquidus de la austenita por la ecuación 2.5 de 1 243,1 °C; es de 0,07 % C.

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En las transformaciones del diagrama estable, para una temperatura determinada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el que disuelve, a la misma temperatura, la austenita cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable, según Aguilar y Boeri (2000).

El contenido de carbono en la austenita se calculó por la ecuación 2.6, para una temperatura del líquido en la austenita de 1 243,1 °C; el comportamiento de este carbono para la fundición es de 1,47 %.

El carbono disuelto en la austenita va perdiendo solubilidad en ésta y, al ser expulsado de la red cristalina, se combina con otros átomos para precipitar como grafito proeutectoide en muy

pequeña cantidad. Complementariamente, suele advertirse un proceso de ferritización de la austenita, denominado ferritización directa, en las zonas contiguas al grafito de solidificación. Ello es debido a que algunos átomos de carbono de la austenita emigran por difusión y se depositan sobre aquel grafito, con lo cual la austenita se empobrece en carbono y se transforma localmente en ferrita.

La relación del manganeso para un contenido de azufre dado, se determinó por la ecuación 2.7 donde el porcentaje de este elemento en la aleación es de 1,51 %, siendo en las fundiciones blancas, el manganeso es más potente estabilizador de la austenita que el níquel, ya que promueve un aumento de la austenita retenida y como consecuencia baja dureza as cast. Por dicha razón se lo debe acotar a valores bajos, expuesto por Rahimpour (2006).

Por la ecuación 2.8 se determinó que el grado de saturación de la fundición blanca del tipo ИЧ X 28 H2, en función de los elementos químicos presentes es de 1,4 %. El grado de saturación en las fundiciones blancas difiere del de las fundiciones grises, por la colabilidad que presentan estas mismas. En la fundición de hierro, la transformación eutectoide toma lugar sobre un rango de temperaturas llamado rango de temperatura crítica, la extensión y posición de esta zona de transformación es dependiente de la composición química del hierro según el criterio de Albertin *et al.* (2011).

Con un índice de saturación de 0,78 %; calculado por la ecuación 2.9 y un carbono equivalente de 3,2 %, permite afirmar que, para la fundición objeto de estudio, la solidificación es del tipo hipoeutéctica. Serán hipoeutéticas cuando ese valor es inferior a 1, eutéticas con el índice de saturación igual a 1 y hipereutecticas cuando es superior a 1. Al disminuir el índice de saturación de carbono, la fase eutectoide está presente en mayor proporción y al coexistir esta de austenita rodeada de otro microconstituyentes, aumenta la contracción volumétrica. Altas temperaturas de coladas, con bajo índices de saturación de carbono, aumentan la contracción volumétrica de acuerdo con lo reportado por Buchanan (2009).

El análisis de la composición en las interfases para la fundición blanca ИЧ X 28 H2, se calculó por la ecuación 2.5, 2.10, 2.11 y 2.12; la temperatura del líquido de la austenita (T_{AL}) es de 1 243,1 °C; la temperatura de sólidos de la austenita (T_{AS}) es de 944,4 °C; la temperatura del líquido en el grafito (T_{GL}) es de 792,5 °C y la temperatura eutéctica (T_E) es de 1 163,7 °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 2.13, donde para un contenido de silicio de 1,4 %; este contenido es de 0,49 %.

Para la determinación de los porcentajes de carbono se consideró una temperatura de fusión de 1 560 °C. Según la ecuación 2.14 la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita $C_{l/\gamma}$ es de 0,5 %; la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido $C_{\gamma/l}$ calculado por la ecuación 2.15; es 0,018 %.

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

Para facilitar la interpretación de los resultados del análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición, se muestra en la figura 3.1 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 interfases.

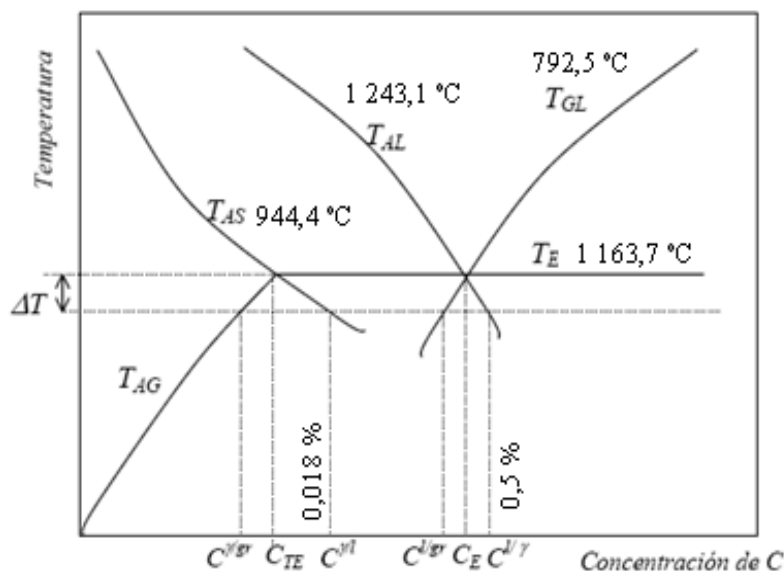


Figura 3.1. Resultados del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición.

En la figura, 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 carbono de las distintas fases en las interfases.

Para la fundición blanca, desde el estado líquido, se forman cristales de austenita que disuelven cada vez más carbono hasta llegar a la temperatura eutéctica, en donde el líquido remanente reacciona para formar el eutéctico ledeburita y cementita. Como la reacción ocurre a alta temperatura ($1\ 163\ ^\circ\text{C}$) la ledeburita aparece como una mezcla gruesa. Al bajar la temperatura, la austenita segrega carbono porque baja la solubilidad, de manera que da lugar a la precipitación de cementita proeutectoide mayormente sobre la cementita ya presente.

A la temperatura eutectoide ($723\ ^\circ\text{C}$), la austenita con $0,5\ \%$ de carbono se transforma en perlita por la reacción eutectoide. De acuerdo a las transformaciones obtenidas para las variaciones de contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición ИЧ X 28 H2, debe presentar una estructura consistente en dendritas de austenita transformada (perlita) rodeadas de una red interdendrítica de cementita.

La termodinámica de la solidificación es de vital importancia para entender dicho proceso, porque es capaz de predecir que fase existe en determinadas condiciones. El fenómeno de solidificación ocurre basado en el equilibrio metaestable y la solidificación de fases metaestables. Por la ecuación 2.17, se determinó la temperatura de transformación del liquidus, donde se obtuvo que a $664,2\ ^\circ\text{C}$, comience esta transformación. La temperatura del grafito establecida en la ecuación 2.18, es de $1\ 158,4\ ^\circ\text{C}$ y para la temperatura del eutéctico blanco referido en la ecuación 2.19 es de $1\ 150,7\ ^\circ\text{C}$.

La transformación líquido- sólido es importante porque las condiciones a las cuales tiene lugar influyen gran medida en la calidad del producto final, a temperaturas inferiores a la de fusión, la energía libre del sólido es inferior a la del líquido, esto implica que el cambio de energía libre es negativo y por lo tanto el proceso ocurre. Para temperaturas superiores a la de fusión la energía libre del líquido es inferior a la del sólido, en este caso también el cambio de energía libre es negativo y de manera análoga a la anterior el cambio de fases tiene lugar, reportado por Buchanan (2009).

3.3. Análisis de las microestructuras de las muestras en bruto de colada

Se realizó el análisis microestructural de las muestras obtenidas en bruto de colada. Se consideró las tres muestras obtenidas. Las figuras 3.2a, b y C se corresponden con este comportamiento.

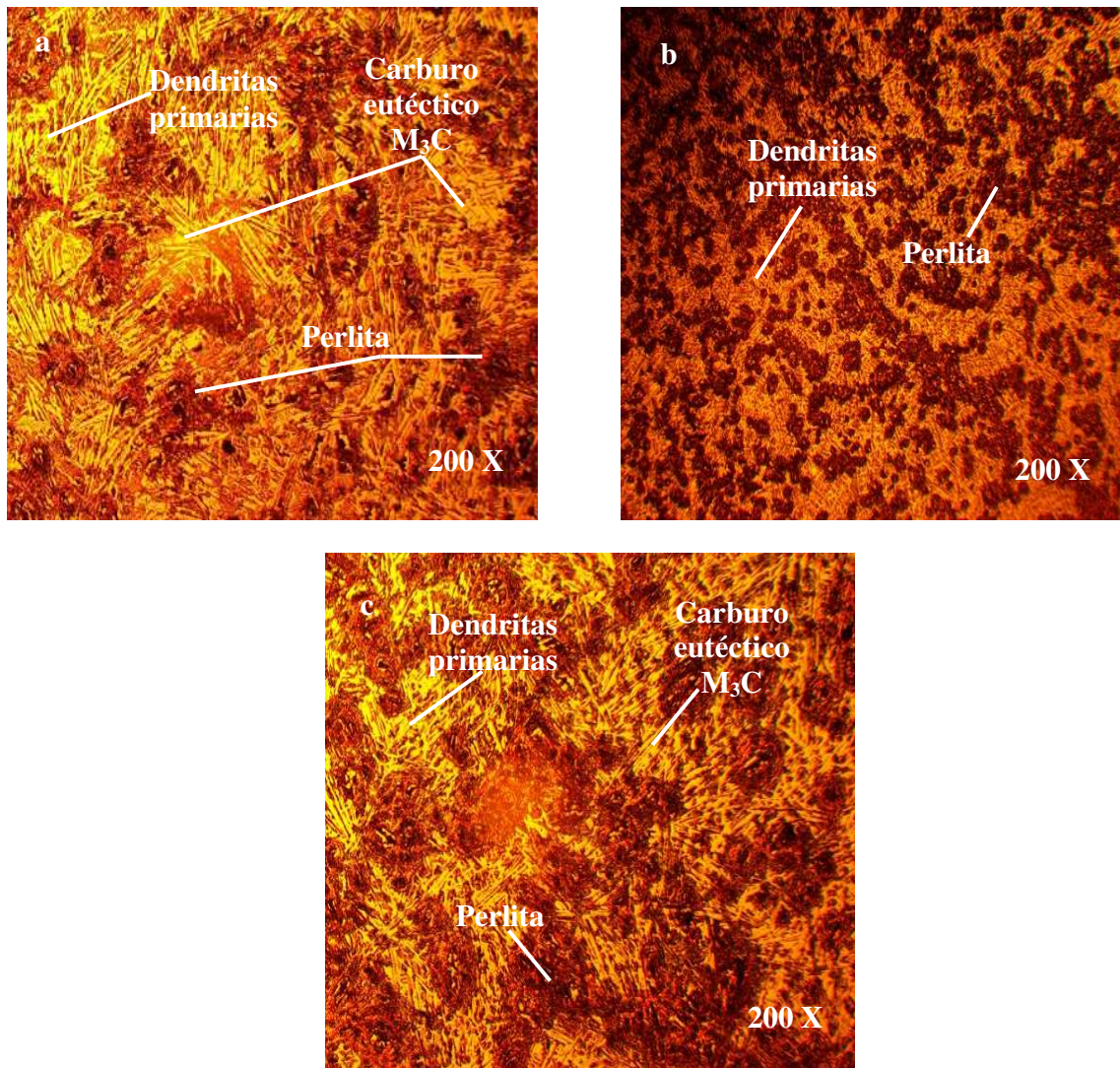


Figura 3.2. Microestructura de las muestras en bruto de colada.

Luego del proceso de desmoldeo de las muestras en bruto de colada, se observan las microestructuras obtenidas, la 3.2a y la 3.2c, están compuestas por microconstituyentes como las dendritas primarias, la perlita y el carburo eutéctico del tipo M_3C , que se caracteriza por su dureza, por lo que su obtención en la fundición se requiere para máxima resistencia a la abrasión, no siendo así en la figura 3.2b, donde se obtuvo dendritas primarias y la perlita, esta

constitución presumiblemente esté asociada al proceso de desmoldeo, que se realizó con velocidad de enfriamiento lenta.

Durante el proceso de obtención de la fundición blanca al níquel - cromo ИЧ X 28 H2, similar a la ASTM A 532 clase I tipo A (Ni Hard I), la inclusión del cromo con contenidos que varían del 1,4 al 4 % es para asegurar que el hierro solidifique en forma de carburo, es decir para contrarrestar el efecto grafitizante del níquel.

Los carburos en las fundiciones blancas de alto cromo son extremadamente duros y resistentes al desgaste, pero también frágiles. En general la resistencia al desgaste se mejora con el incremento de la cantidad de carburos (incrementando el porcentaje de carbono), mientras la tenacidad se mejora con el incremento de la matriz metálica (reduciendo el porcentaje de carbono).

La formación de esta microestructura ocurre según el diagrama hierro – carbono metaestable (Fe – Fe₃C), con un enfriamiento moderado como sigue: primero del líquido se forma cristales de austenita y a 1 147 °C, el líquido se transforma en cementita secundaria y ledeburita, entonces a esta temperatura existe austenita, cementita secundaria y ledeburita y a 723 °C la austenita se transforma en perlita. La estructura a esta temperatura está formada por perlita, cementita secundaria y ledeburita. Esta microestructura se mantiene hasta temperatura ambiente, según lo reportado por Pero-Sanz (1994).

La cantidad de perlita formada depende de la temperatura a que empieza el enfriamiento y la rapidez de éste, así como del contenido de silicio presente en la aleación (1,4). Las altas temperaturas de temple y la rapidez de enfriamiento (aire en ráfaga) dan como resultado mayor cantidad de carbono retenido o perlita. Si el temple es en aire produce una rapidez de enfriamiento suficientemente grande a través del intervalo eutectoide y la matriz será perlítica completamente, lo que fue planteado por Coca y Rosique (2002).

3.4. Análisis del tratamiento térmico

Para prevenir escamaduras y descarburización de la superficie durante esta etapa del tratamiento, se recomienda que la temperatura en horno no oxidante sea mantenida usando un horno sellado; puede ser requerida una atmósfera controlada. Deben tomarse más cuidados en fundiciones susceptibles a distorsión y evitar el apilamiento. El recocido se realizó para lograr como propiedades específicas, mayor porcentaje de elongación.

Para este tratamiento térmico se escogieron tres muestras (de las seis obtenidas) y se les aplicó el tratamiento térmico. En la figura 3.3 se muestra el ciclo del tratamiento aplicado.

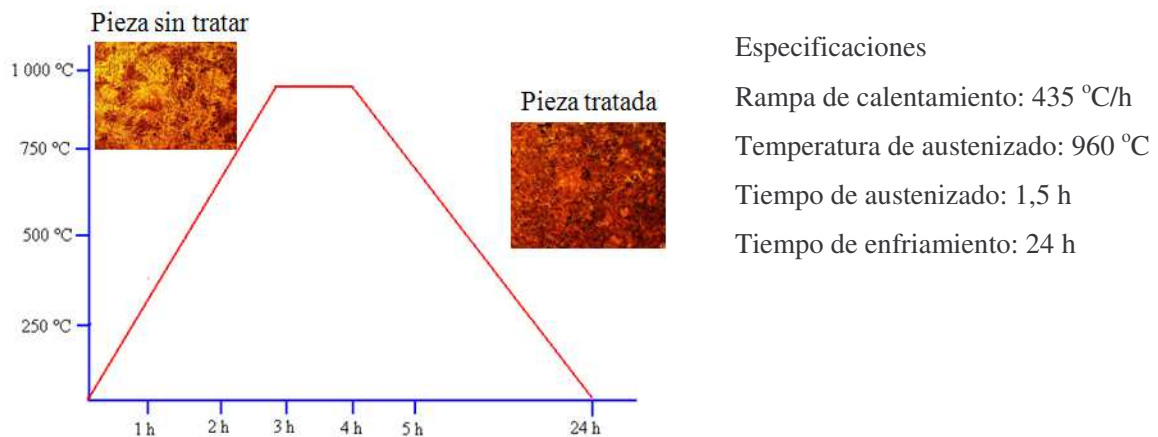


Figura 3.3. Tratamiento térmico de recocido.

Inicialmente se le aplicó a las tres muestras una rampa de calentamiento de 435 °C, con una velocidad de 60 - 70 °C/h y posterior calentamiento hasta 960 °C durante un tiempo de 1,5 h, el tiempo de enfriamiento fue 24 h al aire.

El tratamiento térmico de recocido a esta temperatura (960 °C) se realizó con el objetivo de eliminar las tensiones surgidas en la pieza como consecuencia del rápido enfriamiento. Estas tensiones se experimentan cuando desciende su temperatura, desde la correspondiente a la de solidificación hasta la del medio ambiente, lo anterior coincide además con De Velde (2000).

La segunda fase consistió en un enfriamiento muy lento para atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutectoide. Esto permitió a la austenita descomponerse en las fases estables de ferrita y grafito. Una vez realizada la grafitización, la estructura presumiblemente no debe sufrir ninguna nueva modificación durante el enfriamiento a temperatura ambiente y quede constituida por carbono de revenido, según lo afirman los autores Buchmayr y Kirkaldy (1990) y Wang *et al.* (2006).

La temperatura de austenización determina la cantidad de carbono que permanece en solución en la matriz austenítica. A altas temperatura se incrementa la estabilidad de la austenita y la alta cantidad de austenita retenida reduce la dureza. Bajas temperaturas resultan en austenita de bajo contenido de carbono, reduciendo la dureza y la resistencia a la abrasión.

3.4.1. Comportamiento microestructural de las muestras TT

Luego de aplicado el tratamiento térmico, se realizó el análisis microestructural a las muestras. La figura 3.4a, b y C, muestran el comportamiento obtenido.

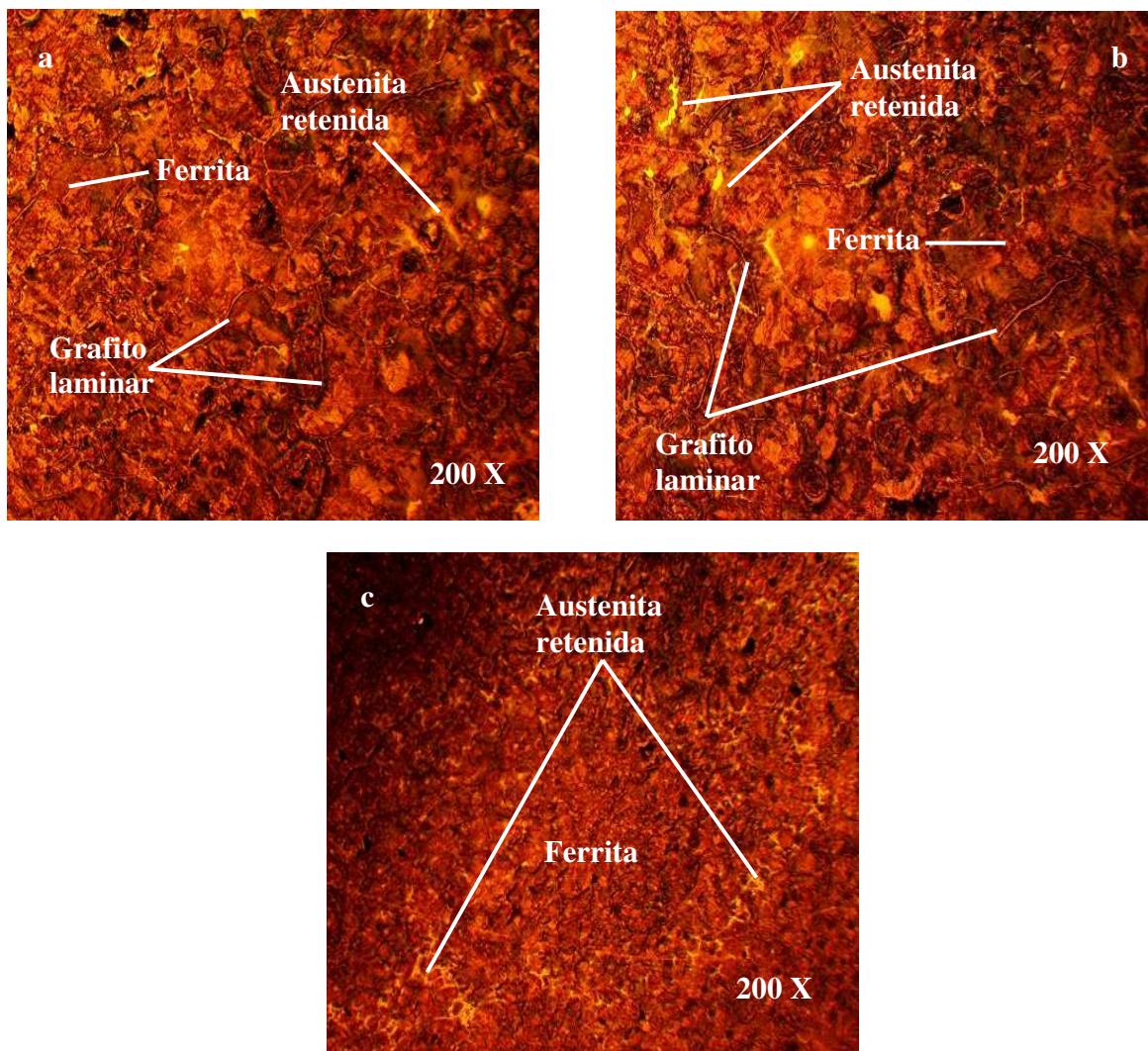


Figura 3.4. Microestructura de las muestras TT.

En la figura se observa la microestructura de la fundición blanca con tratamiento térmico de recocido en las condiciones dadas. Esta consta de grafito laminar y una matriz ferrítica. Esto se debe a que en la nucleación y crecimiento del grafito ocurre cuando la fundición blanca se calienta lentamente hasta la temperatura de recocido (960 °C) y que con la permanencia de 1,5 horas ocurre la primera etapa de grafitización (PEG). Aquí se descompone la cementita (Fe_3C) en austenita estable y fases gráficas. El carbono de la cementita (Fe_3C) se difunde en el núcleo de grafito producido durante el calentamiento dejando una matriz austenítica.

La austenita se descompone durante el enfriamiento lento en ferrita y el exceso de carbono se difunde a los nódulos de grafito existente produciendo una segunda etapa de grafitización (SEG). Obteniéndose finalmente una estructura de grafito laminar en una matriz ferrítica, característica de una fundición maleable ferrítica, reportado por Askeland (2006); Crespo y Aparicio (2008). También se puede observar la presencia de algunos nódulos irregulares de grafito (en forma de rosetas)

3.5. Análisis de la microdureza

Los ensayos de indentación instrumentados se llevan a cabo en el modo convencional o en el modo de operación de medición continua de la rigidez, se emplea indentadores Vickers. Se realizó el análisis de microdureza según los procedimientos considerados anteriormente, muestras sin tratamiento térmico en estado bruto de colada (figura 3.6), con tratamiento térmico de recocido (figura 3.7).



Figura 3.6. Microindentación sin TT.



Figura 3.7. Microindentación con TT.

La microdureza en la muestra sin tratamiento térmico se realizó en la matriz, donde pudiera existir mayor cantidad de la fase dura, los carburos de cromo, microconstituyente que le proporciona elevada dureza (HV 640), por otro lado la dureza de la fundición blanca con tratamiento térmico presenta menor dureza (HV 270).

La disminución de la dureza de la fundición blanca en un 42,1 %, se debe a que a temperaturas de austenizado a 960 °C, la microestructura está formada por partículas de grafito y ferrita, microconstituyentes de menor dureza que los carburos presentes en la muestra en bruto de colada, lo cual hace de esta fundición que sea empleada por su resistencia al desgaste, planteado además por Bedolla-Jacuinde *et al.* (2003).

3.6. Análisis del por ciento de microconstituyentes en las muestras

Al microscopio son granos los que se observan como microcomponentes del acero. Estos granos pueden ser de 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 aceros aleados, aparecerán otras fases, como carburos, nitruros, que otorgarán, favorable o desfavorablemente, propiedades diferenciadas a ese tipo de acero.

El por ciento de microconstituyentes presentes en la probeta en bruto de colada se muestra en la figura 3.8. Los mismos están en correspondencia con el análisis microestructural realizado.

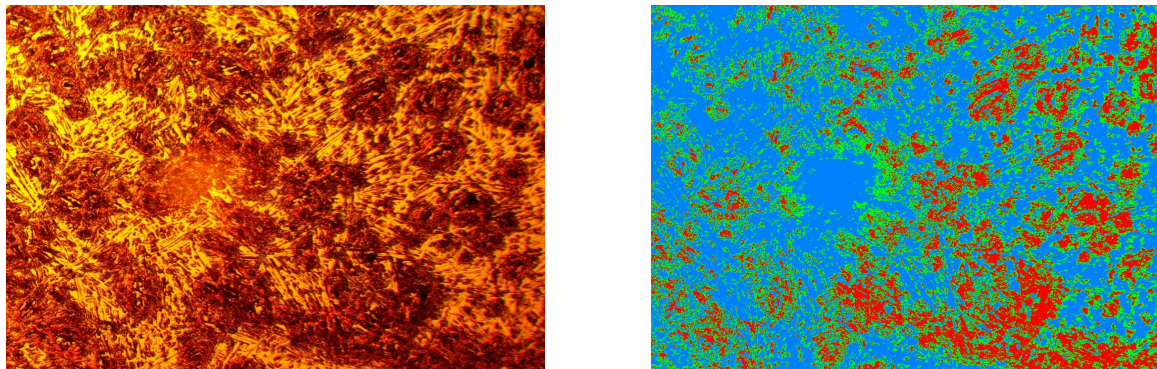
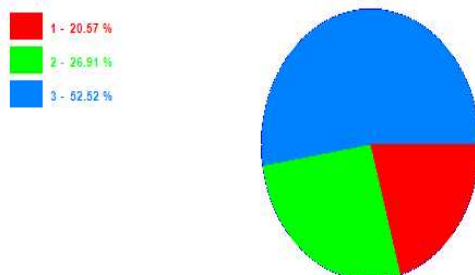


Figura 3.8. Por ciento de microconstituyentes presentes en la muestra

Distribución de las fases:



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	173 166	20,57
Dendritas de austenita	226 524	26,91
Perlita	442 038	52,52

En la figura se muestra el porcentaje de microconstituyentes presentes en la microestructura de la probeta en bruto de colada. Las tres fases presentes son las que les proporcionan la dureza a esta fundición, siendo los carburos de cromo (20,57 %) que aportan esta propiedad mecánica.

Se realizó el análisis para la probeta con el tratamiento térmico de recocido, en la figura 3.9 se muestra los resultados obtenidos.

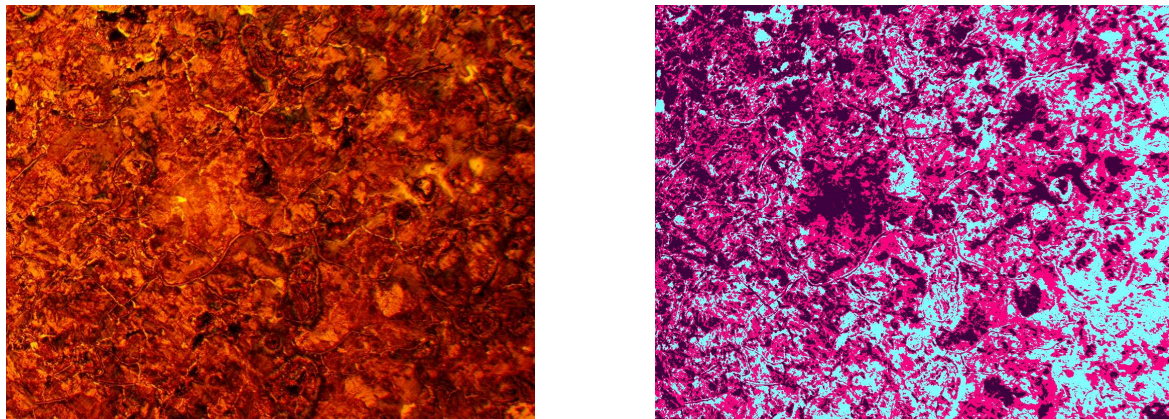
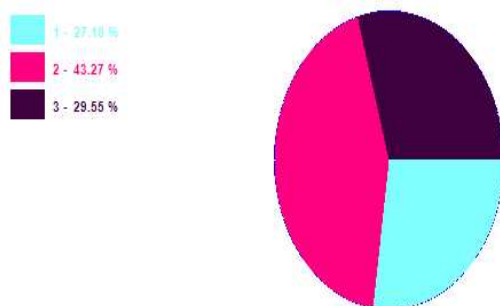


Figura 3.9. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra

Distribución de las fases



En la tabla 3.3 se muestran los microconstituyentes obtenidos con el área que ocupa en la microestructura.

Tabla 3.3. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Grafito laminar	228 771	27,18
Ferrita	364 186	43,27
Austenita retenida	364 186	29,55

En la segunda muestra analizada, los resultados obtenidos en el porcentaje de los microconstituyentes difieren de la muestra 1, aquí predomina la fase ferrítica con un área de $364\,186\,\mu\text{m}^2$, con un 43,27 % del área ocupado, esto demuestra que luego de aplicado el

tratamiento térmico de recocido en la fundición blanca, se han modificado los microconstituyentes presentes, con las propiedades obtenidas, la aleación puede ser sometida a tratamiento de manufactura posterior.

3.7. Análisis económico

Los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, por el contrario los gastos serían aquellos recursos, aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período o que fueron necesarios para que la empresa pudiera existir durante el mismo. En la tabla 3.4 se muestran los costos 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)
Arrabio	kg	5,43	0,392	2,12
Palanquilla	kg	3,00	0,172	0,51
Ferromanganeso	kg	0,70	1,42	0,99
Ferrosilicio	kg	1,50	0,96	1,44
Espato fluor	kg	2,70	0,29	0,78
Sub total (1)			3,23	5,86
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			23,40	63,58

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	0,54	8,1
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			1,70	8,68

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

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 estimados en la tabla 3.6 se relacionan con los costos directos, que incluyen 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, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos es de 112,09 CUP.

3.8. Impacto ambiental

El tratamientos térmicos empleado para lograr durezas superficiales en las piezas conlleva al menos a un mayor consumo de energía eléctrica donde casi siempre la pieza adquiere un temple volumétrico (como en el caso del temple y revenido) con el lógico despilfarro de energía, también porque emplean equipos que son altamente consumidores de energía eléctrica. Para diferentes variantes de tratamiento térmicos se utilizan en ocasiones una serie de productos químicos y de combustibles, sólidos y gaseosos, que generan gases contaminantes al medio ambiente (vapores de sales, monóxido de carbono), además de desechos sólidos (grasas sólidas, aceites, restos de combustibles líquidos).

La mayor parte de los residuos generados por la industria de tratamiento térmico proviene de los baños usados (por ejemplo, soluciones de cianuro), agentes enfriadores empleados, aguas residuales de la limpieza de piezas, medios abrasivos utilizados, material refractario y procesos de revestimiento que en mayor o menor medida afectan sensiblemente a la salud humana y son potencialmente peligrosos como agentes contaminantes del entorno. Las implicaciones económicas y sociales que todo esto representa son universalmente conocidas, así como de los esfuerzos que a numerosas instancias se hacen en Cuba para disminuir el impacto negativo que estas tecnologías poseen.

3.9. Conclusiones del capítulo

- ✚ Al determinar las variaciones de la fundición blanca en función de los elementos químicos carbono, silicio y fósforo, se pudo establecer que en correspondencia con estos resultados, el tipo de solidificación que presenta la misma es hipoeutética.
- ✚ Luego de aplicado el tratamiento térmico de recocido a la fundición blanca existió variaciones en su microestructura, con lo que es posible someter a esta fundición luego del tratamiento a proceso posterior de maquinado.
- ✚ En las microestructuras analizadas se determinó que el microconstituyente más representativo en la muestra en bruto de colada es la dendrita de austenita y luego del tratamiento térmico, la ferrita.



CONCLUSIONES GENERALES

- ❖ Al caracterizar el comportamiento de las propiedades mecánicas de la aleación fundida ИЧ ХН 4, se determinó que, en estado bruto de colada presenta una dureza de HV 640, la cual disminuye hasta HV 270 luego de aplicado el tratamiento térmico de recocido.
- ❖ En las microestructuras resultantes de las zonas analizadas, antes del tratamiento térmico, se determinó que las fases presentes son dendritas primarias de austenita y el carburo eutéctico M_3C , fase de gran dureza y luego del tratamiento de recocido, se obtiene la ferrita, el grafito laminar y la austenita retenida, microconstituyentes más dúctiles.
- ❖ Se determinó que luego de un tratamiento térmico de recocido con rampa de calentamiento a 435 °C/h, con temperatura de austenizado de 960 °C, tiempo de austenizado de 1,5 h y un tiempo de enfriamiento de 24 h, se logra modificar la estructura de colada de la fundición ИЧ ХН 4 obteniéndose variaciones en su estructura inicial.
- ❖ Quedó establecido que en las muestras en bruto de colada, las fases predominantes son la de carburo con 20,57 % y la perlita con 52,52 % respectivamente, no siendo así luego del tratamiento, donde la fase presente en la matriz es de ferrita, con un 43,27 %; el microconstituyente más dúctil en las fundiciones.
- ❖ Al realizar la valoración económica del proceso de obtención de la fundición ИЧ ХН 4, donde se consideró materiales, mano de obra directa y materiales directos, se incurre en un costo total de 112,09 CUP.



RECOMENDACIONES

- ❖ Luego de obtener las bolas de la fundición ИЧ XH 4, por proceso de forjado, someter la misma a tratamiento térmico de temple con el objetivo de garantizar la dureza inicial y con ello su resistencia al desgaste.
- ❖ Proponer a la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche" los resultados del presente trabajo que permita obtener este tipo de fundición según los parámetros establecidos con el tipo de solidificación.
- ❖ Manejar el ingreso de carga al horno de acuerdo a lo establecido por las normas, no hacerlo solo en base a la experiencia porque durante el proceso puede afectarse el rendimiento, ya que el ingreso de aire y un adecuado manejo de las cargas permitirá desulfurar el metal líquido dentro del cubilote.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS



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.; Teixeira, I. 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. Avner, S. Introducción a la Metalurgia Física, Mc Graw Hill, México, 2ª Edición, 1991, p. 420-426
10. Bäker, J., Does chip formation minimize the energy-Computational Materials Science 33 (4) 407 – 418, 2005.
11. Baeyertz, M., Trans. ASM, 30, 1942: 755.
12. 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.
13. Bathe, J., Finite element procedures; Prentice Hall. 1996.
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. 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*; 263:808–820, 2007.
16. Belzunce, F., *Aceros y Fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones* Universidad de Oviedo, 2001.
17. Boeri, R.; Sikora, J., Solidification Macrostructure of Spheroidal Graphite Cast Iron, *International Journal of Cast metals Research*, 13 (4) 307 - 313, 2001.
18. 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.
19. 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.
20. 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.
21. 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.
22. 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.
23. 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.
24. Coca, P.; Rosique, J., *Tecnología mecánica y metrotécnica*. Ediciones Pirámide. pp 179 – 182, 249 – 258, 2002.
25. Coromant corokey. *Guía de aplicación de herramientas*, 1996.
26. Childs, T., Friction modelling in metal cutting, *Wear* 260 (3) 310 – 318, 2006.
27. Chotěborský R., 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.

28. 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.
29. CLAASGUSS GmbH. 2012: Abrasion resistant, white cast iron materials. Technical Information No. 11.
30. Das, C.; Albert, S., Characterization of Nickel Based Hardfacing Deposits on Austenitic Stainless Steel, *Surface Engineering*, XXI (4) 290 – 295, 2005.
31. 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.
32. 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.
33. Dewhurst, P., On the non-uniqueness of the machining process, *Proc. Royal Society of London A* 360 (25) 587 – 610, 1978.
34. Dogan, O.; Hawky, A.; Laird, G., *II Met. Mater. Trans.* 28 A (1997) 1315 – 1328
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-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.
38. Fernández, T., Mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura. Tesis Doctoral, ISMMM, 2011.
39. Fernández-Columbié, T.; Dueñas-Rodríguez, G.; Mariño-Pérez, A. Modificación de las propiedades de la fundición blanca ИЧХ2Н4 con tres variantes de temple. *Minería y Geología* / v.32 n.4 / octubre-diciembre / 2016 / p. 110-123
40. Figueredo, Y.; Palacios, A.; Velázquez, A. & García, E. El recocido de esferoidización como vía para mejorar la maquinabilidad de la aleación ИЧХ28Н2. *Minería y Geología* 29 (1): 60-76, 2013.



41. Form, G.; Wallace, M., How Cupola Charge material Affects Gray Iron Structure and Properties. Foundry. October, 1962, p. 58.
42. Fukaura, K.; Yokoyama, Y.; Yokol, D.; Tsujii, N.; Ono, K., Fatigue of Cold-Work Tolls Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations Metallurgical and Materials Taransactions A, 35A (11) 1289 – 1300, 2004.
43. Flórez, O.; Castaño, R.; Fabián, O. Comportamiento microestructural de una fundición blanca al alto cromo sometida a ciclos de tratamientos térmico. Scientia et Technica, XVI, No 45, 43-48, 2010.
44. 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.
45. García, A., Aleaciones resistentes a la corrosión para la Empresa J. S. Gayol. Informe sobre Investigaciones. UC, 2001.
46. García, C.; Jiménez, J.; Álvarez, L., Metall. Trans., 7A, 1996: 1799.
47. Ginjaume, A.; Torre, F., Ejecución de procesos de mecanizado, conformado y montaje Cengage Learning Editores, 2005.
48. Granlund, M., How green sand systems are impacted by core sand dilution. Modern Casting 1999, 35 – 37.
49. Guirshovich, N., Clasificación y Propiedades del Hierro en Lingotes. Construcción de Maquinarias, 1966. p 562.
50. Hao-Huai, L. 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. 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. 2008.
61. Kinoshita, S.; Ueda, R., Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 14, 1974: 411
62. Kudo, H., Some new slip-line solutions for two-dimensional steady-state machining, Inter. J. of Mechanical Science 7 (4) 43 – 55, 1965.
63. Kunio, S., JP 580 903 63, 1991.
64. Krause, D., Gray Iron - A Unique Engineering Material. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 1969 pp 3 – 28.
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. Matic, P.; Geltmacher, A., A cellular automaton-based technique for modeling mososcale damage evolution, Computational Material Science, 20 (5) 120 – 141, 2001.
69. Masaaki, Y.; Hiroaki, M., JP 200104 9 381, 2001.
70. Mile, J., SI WO 984 7 648, 1998.
71. 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.
72. Nava, E., Aleación Mecánica: Método de obtención de polvos metálicos y de materiales compuestos. Revista de Metalurgia. 36 (16) 279 – 286, 2000.
73. 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.

74. 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.
75. Olsen, K., Surface Roughness on Turned Steel Components and the Relevant Mathematical Analysis, *The Production Engineer*, 593 - 606 (1968).
76. Oxley, P., *Mechanics of machining*, Ellis Horwood, Chichester, UK, 1989.
77. 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.
78. Pages, E. <http://www.advance.com.ar/usuarios/eupages> (actualizado en el 2000)
79. Pero-Sanz, J.A.; *Fundiciones Férrreas cap. VIII-IX*; Editorial Dossat, S.A. Madrid 1994
80. Petty, E., *Physical Metallurgy of Engineering Materials*. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 1968. p 109.
81. Philippon, S.; Sutter, G.; Molinari, A., An experimental study of friction at high sliding velocities, *Wear* 257 (7 - 8) 777 – 784, 2004.
82. 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.
83. Rahimipour, M. “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. 2006.
84. Rappaz, M., Bellet, M. y Deville, M. *Numerical Modeling in Materials Science and Engineering*. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag. 2010.
85. Reed, H. “Principios de Metalurgia Física”. Segunda edición. Editorial Continental S.A. de C.V. México. p. 586. 1986.
86. 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.
87. 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.



88. 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.
89. Sare, I., Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology 412-419; November 1997.
90. Sánchez, H., Síntesis y caracterización de nuevos materiales utilizando tecnologías de polvos. Santiago de Cali, 2003. p 12. Proyecto de investigación Conciencias.
91. Sánchez, F.; Hinojosa, M.; Virgilio, G., Hojuelas de grafito en hierro fundido gris: análisis fractal y estadístico, 2007.
92. Sánchez, V., Tenacidad de fractura dinámica. Anales de Mecánica de la Fractura. 1 (25) 3 – 7, 2008.
93. Sertucha, J.; Suárez, R., Arenas de moldeo en verde, st Ed.; Azterlan, Durango, 2004.
94. 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.
95. 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.
96. Smith, W. Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales, Concepción Fernández España, Madrid. 2005.
97. Speich, G.; Szirmai, A., Trans. TMS-AIME, 245, 1969: 1063.
98. Sy, A., Copper in cast iron. Principal Considerations. AFS Transactions. 67 (13) 321 – 328, 1959.
99. Tabrett, C.; Sare, I., Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure Journal of Materials Science, 3, 2069-2077; 2000.
100. Takayiki, K., JP 328 1 753, 1991.
101. Takeyama, H.; Usui, E., The effect of tool chip contact area in metal cutting, Trans ASME 80 (21) 1089 – 1096, 1958.
102. Tian, H., Wear Resistant Materials for Engineering and Mining. Applications. Engineering & Mining Journal, Jun 1, 2002.
103. Thomée, V., Galerkin finite element methods for parabolic problems; Springer. 1997.



104. Tsutomo, T., JP 315 0 334, 1991.
105. 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>
106. Velez, F., Conferencia Sistemas de moldeo modernos. Patrocinado por: INTERQUIM SA y el SENA, 2006.
107. Walton, C., Castings Iron Handbook. Iron casting Society, Inc. 1981.
108. 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.
109. Yan, Z. Rheocast structure in a hypoeutectic high chromium white iron. Materials Science and Engineering A343 (2003) 251_/256
110. Yoghito, S., JP 408 0 344, 1992.
111. Yuanzhong, L.; Maorang, L., CN 118 0 110, 1998.
112. 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.
113. Zhao, H.; Barber, G.; Zou, Q., Study of flank wear in orthogonal cutting with interal cooling, Wear. 253 (25) 957 – 962, 2002.
114. Zhao, H.; Liu, B., Modeling of Stable and Metastable Eutectic Transformation of ISI J. International, Spheroidal Graphite Iron Casting, 41 (9) 986 – 991, 2001.
115. Zienkiewicz, O., El método de los elementos finitos. Cuarta Edición. McGraw-Hill, Barcelona, España. 1994.
116. 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.
117. Wang, Y., Li, D., 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.