



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA  
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

**COMPORTAMIENTO REOLÓGICO DE UNA FUNDICIÓN BLANCA A TRAVÉS DE  
UNA TEORÍA VISCOSA QUE CONSIDERE LA INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA**

**Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica**

Autor (a): Ing. Dailén Romero Cobas

**Moa /2022**



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA  
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

**COMPORTAMIENTO REOLÓGICO DE UNA FUNDICIÓN BLANCA A TRAVÉS DE  
UNA TEORÍA VISCOSA QUE CONSIDERE LA INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA**

**Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica**

Autor (a): Ing. Dailén Romero Cobas

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

Prof. Asist. Rodney Martínez Rojas, MS. C.

**Moa /2022**

## **Declaración de autoridad**

**Yo:** Ing. Dailén Romero Cobas

Autora de esta tesis de maestría, certifico su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa, la cual podrá hacer uso de la misma con la finalidad que estime conveniente.

---

Ing. Dailén Romero Cobas

---

Dr. C. Tomás Fernández Columbié

## **Agradecimientos**

*Agradezco de forma especial a mis padres por haberme apoyado siempre y por todas las horas de espera en la terminal.*

*A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos.*

*A mi tutor, el Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié, por su precioso tiempo, conocimiento y dedicación sin la cual no hubiese sido posible la realización de este trabajo.*

*A mis hermanas por haberme ayudado con todos los gastos y por su comprensión en estos años de alegrías y tensiones.*

*A Javier Alba Matos por soportar mis locuras y por su apoyo incondicional.*

*A mis compañeros de trabajo, Favier Garrido Núñez, Walber Guerra Lobaina, Deleidis Osorio, Jesús Mena Galano y Exhibeth Ramírez Milhet por su apoyo incondicional en los buenos y malos momentos.*

*Al Prof. Asist. Rodney Martínez Rojas, MS. C. por su ayuda.*

*En especial quiero mencionar a nuestro Fidel por ser autor de tantas obras lindas en nuestro país, esta incluida.*

*Y a toda mi familia en general: **Muchísimas Gracias.***

## ***Dedicatoria***

*Dedico este trabajo a todos los que confiaron en mí, en especial a  
mis padres.*

*A mi tutor, el Dr. C. Tomás Heraldo Fernández Columbié que se  
portó de maravilla y me ayudó siempre.*

*A mi prima Yaritza y a Marisela por estar siempre pendiente de mí.*

*A mis compañeros de trabajo y amigos que siempre se  
preocuparon por mis estudios.*

*A nuestra Revolución, por las posibilidades que nos ofrece.*

## ***Pensamiento***

*“Invertir en conocimientos produce siempre los mejores intereses.”*

***Benjamín Franklin***

## TABLA DE CONTENIDOS

|  | <b>Página</b> |
|--|---------------|
| <b>SÍNTESIS</b>  |               |
| <b>INTRODUCCIÓN</b>  | <b>1</b>      |
| <b>CAPITULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS</b>              |               |
| 1.1 Introducción   | 4             |
| 1.2. Elementos de mecánica de los fluidos                                  | 4             |
| 1.3. Generalidades del proceso de fundición                                | 6             |
| 1.3.1. Particularidades de los hierros fundidos blanco                     | 9             |
| 1.3.2. Características de los hierros de elevada aleación                  | 11            |
| 1.4. Elementos de la reología en las fundiciones                           | 12            |
| 1.4.1. Efecto de la temperatura en la reología de las fundiciones          | 15            |
| 1.4.2. Influencia de la tensión superficial en la reología de la fundición | 16            |
| 1.5. Llenado del molde con el metal líquido                                | 17            |
| 1.6. Número de Reynolds  | 19            |
| 1.7. Conclusiones del capítulo   | 21            |
| <b>CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS</b>                                    |               |
| 2.1. Introducción  | 22            |
| 2.2. Proceso de fundición de la aleación                                   | 22            |
| 2.2.1. Proceso de moldeo   | 23            |
| 2.2.2. Obtención de las probetas metálicas                                 | 23            |
| 2.3. Composición química de la fundición blanca                            | 24            |
| 2.4. Fundamento para la selección del material de las volutas              | 25            |
| 2.5. Cálculo del carbono equivalente                                       | 25            |
| 2.5.1. Carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo | 26            |
| 2.5.2. Contenido de carbono y silicio en la fundición                      | 27            |
| 2.5.3. Control del índice de saturación                                    | 27            |
| 2.5.4. Composición en las interfases                                       | 28            |
| 2.5.5. Cálculo de las variables termodinámicas                             | 30            |
| 2.6. Cálculo de la reología de la fundición                                | 30            |
| 2.6.1. Dimensionamiento del sistema de alimentación                        | 33            |
| 2.7. Preparación metalográfica   | 37            |
| 2.7.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050             | 38            |

|   |    |
|---|----|
| 2.7.2. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050                            | 38 |
| 2.7.3. Análisis microestructural  | 39 |
| 2.7.4. Ensayos de microdureza   | 40 |
| 2.7.5. Zonas para la medición de la microdureza                                 | 41 |
| 2.8. Microscopio óptico para el análisis de imágenes                            | 42 |
| 2.8.1. Obtención del porcentaje de microconstituyentes                          | 42 |
| 2.9. Determinación de los coeficientes de regresión                             | 43 |
| 2.9.1. Cálculo de la varianza   | 43 |
| 2.10. Conclusiones del capítulo   | 45 |
| <b>CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS</b>                                   |    |
| 3.1. Introducción   | 46 |
| 3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida                  | 46 |
| 3.2.1. Análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición     | 47 |
| 3.2.2. Comportamiento reológico de la fundición                                 | 54 |
| 3.3. Análisis del comportamiento microestructural en el centro de las muestras  | 58 |
| 3.3.1. Análisis del comportamiento microestructural en el borde de las muestras | 60 |
| 3.3.2. Análisis del comportamiento microestructural entre el centro y el borde  | 62 |
| 3.4. Comportamiento de los microconstituyentes                                  | 63 |
| 3.5. Análisis de la microdureza   | 65 |
| 3.6. Procesamiento estadístico de los datos                                     | 66 |
| 3.6.1. Análisis de varianza   | 66 |
| 3.7. Análisis económico   | 68 |
| 3.8. Impacto ambiental  | 70 |
| 3.9. Conclusiones del capítulo  | 72 |
| <b>CONCLUSIONES GENERALES</b>   |    |
| <b>RECOMENDACIONES</b>  |    |
| <b>REFERENCIA BIBLIOGRÁFICAS</b>  |    |



## RESUMEN

El objetivo del trabajo es establecer el comportamiento reológico de una fundición blanca a través de una teoría viscosa que considere la influencia de la temperatura. Para ello se tuvo en cuenta la composición química de la fundición, donde los elementos químicos tienen influencia en el proceso de solidificación de la aleación. Se determinó que la fundición blanca ASTM A 531, presenta un flujo de corte pseudoplástico con comportamiento tixotrópico, donde a temperatura de 1 250 °C y viscosidad de 2,2 MPa/s, requiere un caudal de 0,8 m/s, para garantizar que, el flujo de metal fundido dentro del molde, no tenga turbulencia y el ingreso del aire no genere la formación de burbujas. Las concentraciones de carbono determinada como: carbono del líquido en contacto con la austenita de 3,7 %; el carbono de la austenita en contacto con el líquido de 1,8 % y de carbono del líquido en contacto con el grafito de 1,7 %; garantizan la creación de gradientes de temperatura para que la solidificación se produzca progresivamente y evite la formación de los rechupes. Las microestructuras determinadas en cada una de las zonas de la pieza estuvieron precedidas por la presencia de la cementita, la perlita y la ledeburita, pero con diferencias en la formación del tamaño de los granos, lo cual está asociado al comportamiento reológico del fluido durante el proceso de solidificación en el molde. Por último, se realizó la valoración económica, así como el impacto medio ambiental del proceso.

## **ABSTRACT**

The objective of work is to establish the rheological behavior of a white iron through a viscous theory that you consider the influence of temperature. One had in account the chemical composition of founding, where the chemical elements have influence in the process of solidification of the alloy for it. It was determined than the white iron ASTM A 531, pseudoplastic with behavior shows a flow of court thixotropic, where to temperature of 1 250°C and with viscosity 2,2 MPa/s, a torrent of 0,8 m/s, in order to guarantee requires than, the flow of metal fused within the mold, do not have turbulence and the entrance of air and the formation of bubbles. The concentrations of carbon determined: carbon of the liquid in touch with 3,7 % austenite; the carbon of the austenite in touch with the liquid of 1,8 % and of carbon of the liquid in touch with 1,7 % graphite; the creation of slopes of temperature in order that solidification be produced progressively is guaranteed, avoiding the pours formation. The microstructures determined in each of the zones of the piece were preceded for the presence of the cementite, the little pearl and the ledeburite, but with differences in the formation of the size of the grains, which is associated in the fluent in the course of solidification in the mold to the rheological behavior. Finally, the cost-reducing assessment, as well as the half environmental impact of the process came true.

## INTRODUCCIÓN

El comportamiento de los materiales está determinado no sólo por las acciones a las que están sometidos, sino también por el tiempo en el que las mismas se desarrollan. Dentro del marco de la dinámica, la descripción del comportamiento material resulta muy dificultosa. Por este motivo, una alternativa interesante resulta describir el comportamiento de los sólidos mediante la utilización de una teoría elastoplástica que, dentro del marco de la estática, considere los efectos dependientes del tiempo. Se distinguen dos tipos de ellos: los efectos “*time-dependent*” y los “*rate-dependent*”.

En ambas situaciones se habla de la reología del material, es decir, del comportamiento termomecánico y su evolución en el tiempo. En particular, los metales no muestran comportamientos reológicos apreciables a temperatura ambiente; sin embargo, cuando aumenta la temperatura resulta sugerente describir los metales mediante una teoría viscoplástica que considere la temperatura y los efectos reológicos consecuentes. En tal medida, la teoría elastoviscoplástica es la extensión de la elastoplasticidad que considera la influencia “*rate-dependent*” en su formulación, se vuelve, pues, primordial el comportamiento del parámetro viscoso.

La fundición es una de las principales formas de producción de piezas industriales. En comparación con otros métodos de elaboración de piezas brutas para máquinas (laminado, forja, soldado), permite obtener piezas de compleja configuración, con un sobreespesor para el maquinado y buenas propiedades mecánicas.

La temperatura a que tienen lugar los cambios alotrópicos en el hierro fundido, está influenciada por los elementos de aleación, de los cuales el más importante es el carbono. Los factores que influyen en el resultado del proceso de obtención de piezas de fundición son numerosos y la interacción entre ellos es intrincada. Es por esto que lograr el diseño de un proceso que produzca una estructura que alcance las propiedades mecánicas esperadas requiere de gran experiencia y en muchos casos, cumplir con el desarrollo de etapas de prueba y error muy costosas en tiempo y dinero.

Las estructuras de la matriz de las fundiciones de hierro son extremadamente sensibles a los elementos en su composición dado que existen diversos elementos que favorecen o impiden la formación de fases como ferrita y perlita. Además, es importante tener especial cuidado

de la cantidad de carbono equivalente ya que de esto depende si el grafito precipita en la matriz o no.

Los principales procesos en la producción de piezas moldeadas son la fusión del metal, la elaboración de moldes, el llenado del metal, el enfriamiento, el desmoldeo, la limpieza, el desbarbado, el tratamiento térmico y el control de la calidad de las piezas. El método principal de fabricación de piezas fundidas es el vaciado en moldes de arena en los que se obtiene cerca de un 80 % de la cantidad total de artículos fundidos. Sin embargo, la precisión y la rugosidad de la superficie de las piezas, obtenidas en moldes de arena, en muchos casos no satisfacen las exigencias de la industria de construcción de maquinaria.

La **situación problemática** de la investigación la constituye: la falta de una perspectiva hidráulica en el llenado de moldes de arena, en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, induce la apreciación en base a la experiencia de los canales de entrada en la fabricación de piezas de fundición blanca. El paso del metal líquido del crisol al molde es un aspecto fundamental, el cual dura pocos segundos, esto puede provocar múltiples fallos. El conjunto de embudos, tuberías y canales que guían al metal por el molde, conocido por el sistema de llenado, su diseño es crucial. Teniendo en cuenta la mecánica de los fluidos, se realiza una estimación previa y aproximada de las variables que rigen las geometrías de los canales de entrada, según la existencia de pérdidas de cargas, así como cualquier elemento que intervenga en el comportamiento del fluido, lo cual debe garantizar un mejor desarrollo del proceso productivo, ahorro de energía y costos de producción, con la menor afectación al medio ambiente.

El **problema** a investigar lo constituye: la no determinación del comportamiento termomecánico y su evolución en el tiempo durante el proceso de fundición del hierro blanco, que permita establecer su reología, durante el llenado del molde, según la viscosidad del fluido y los canales de entrada.

Como **objeto de la investigación** se establece: aleación de hierro fundido blanco.

El **campo de acción** es: reología de la fundición según el comportamiento termomecánico y viscoso del hierro fundido blanco durante la fundición.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: a partir del tipo de flujo, la tensión superficial del fluido, el número de Reynolds, la viscosidad y el tipo de

molde, se podrá establecer la reología del hierro fundido blanco según su comportamiento termomecánico durante el proceso de fundición.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo** del trabajo: establecer la reología del hierro fundido blanco a partir de su comportamiento termomecánico durante el proceso de fundición.

Y se definen los siguientes **objetivos específicos**:

1. Definir las propiedades tecnológicas de las fundiciones que se manifiestan durante el llenado del molde, la solidificación y el ulterior enfriamiento de la pieza, según el comportamiento termomecánico y viscoso del fluido.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con el proceso de fundición del hierro blanco a partir del llenado del molde según la mecánica de los fluidos y su comportamiento termomecánico.
3. Fundamentar el comportamiento reológico del hierro fundido blanco a partir de los parámetros establecidos como: tipo de flujo, la tensión superficial del fluido, el número de Reynolds, la viscosidad y el tipo de molde, el proceso de obtención de piezas.

Para lograr el cumplimiento del objetivo se plantean las tareas de trabajo siguientes:

1. Establecimiento del estado del arte relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y determinación del comportamiento reológico del hierro fundido blanco a partir de la mecánica de los fluidos.
4. Fundamentación del comportamiento reológico del hierro fundido blanco obtenido de su comportamiento termomecánico a través de la mecánica de los fluidos.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales derivados del proceso de fundición.

# **Capítulo 1**

## **Marco teórico. Antecedentes investigativos**

## **CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS**

### **1.1. Introducción**

Cuando el material fundido en el molde empieza a enfriarse hasta la temperatura suficiente para el punto de congelación de un metal puro, empieza la solidificación que involucra un cambio de fase del metal. Se requiere tiempo para completar este cambio de fase porque es necesario disipar una considerable cantidad de calor. El metal adopta la forma de cavidad del molde y se establecen las propiedades y características de la fundición. Al enfriarse se remueve del molde; para ello se necesitan procesamientos posteriores, dependiendo del método de fundición y del metal que se emplea.

En el capítulo se establece como objetivo definir las características fundamentales de las fundiciones expuesta a proceso de fundición durante su estado líquido.

### **1.2. Elementos de mecánica de los fluidos**

La teoría de los fluidos deberá basarse necesariamente en la experimentación. D’Alambert (1744) demostró que, no existe resistencia al movimiento de un cuerpo, cuando este se mueve a través de un fluido ideal (no viscoso o invíscido), pero esta conclusión no puede aplicarse a los cuerpos que se mueven a través de fluidos reales. Esta discrepancia entre la teoría y el experimento, que se denominó la paradoja de D’Alambert, ha sido ya resuelta. No obstante, demuestra las limitaciones de la teoría de esa época para la resolución de problema sobre fluidos (Laurencio, 2007).

El problema de los efectos viscosos de disipación de energía, se comenzó a abordar experimentalmente con flujos a baja velocidad en tuberías, en 1839 por el médico francés Jean Poiseuille, que estaba interesado por las características del flujo de la sangre y en 1840 por el ingeniero alemán Gotthif Hagen. El primer intento de incluir los efectos de la viscosidad en las ecuaciones de gobierno de la dinámica de fluidos se debió al ingeniero francés Claude Navier en 1827, independientemente al matemático británico George Stokes, quien en 1845 perfeccionó las ecuaciones básicas para los fluidos viscosos incompresibles. Actualmente se las conoce como ecuaciones de Navier-Stokes.

Refiriéndose a la viscosidad de los fluidos y en específico a los no newtonianos, Laurencio y Delgado (2008) abordan esta temática de vital importancia en el desarrollo de la investigación de fluidos.

A partir de los trabajos descritos por Caldiño *et al.* (2004), se dispone de una metodología para obtener en forma simplificada, funciones reológicas de las mezclas agua arcilla que son de utilidad para alimentar modelos de cálculo de flujos naturales con altas concentraciones de sedimentos, corroboran el incremento de la viscosidad con la concentración, tanto para mezclas agua-arcilla como agua-arcilla-arena. Observaron y evaluaron la influencia de la arena en el valor de la viscosidad; en el rango ensayado, la arena contribuyó en forma significativa a este incremento; se pudo tener en cuenta otros factores influyentes en la viscosidad de mezclas como el pH y diámetro medio de las partículas de arena, lo que no se tiene en cuenta.

Exponen Steffe *et al.* (1986); Ibarz *et al.* (2001); Vélez (2003); Perona (2003); Sablani *et al.* (2003) que, el coeficiente o factor de fricción es un parámetro de diseño que se tiene en cuenta al considerar las pérdidas de energía mecánica en el transporte de fluidos a través de tuberías, ya sea para evaluar la potencia necesaria, o estimar el diámetro del conducto.

En el trabajo realizado por García y Steffe (1987), se analiza la importancia que tiene la consideración del esfuerzo de cedencia o umbral de la fluencia en la correcta predicción de las pérdidas de presión en la tubería; las predicciones del coeficiente de fricción se relacionaron al índice de flujo y a los números de Reynolds y Hedstrom.

Izquierdo (1989) determinó las propiedades físico – mecánicas de las hidromezclas, formulando el modelo físico – matemático del flujo de las pulpas lateríticas; comprobó que, durante el flujo, dependiendo de la velocidad de las pulpas y de la concentración del sólido, se presentan los regímenes estructural, transitorio y turbulento, obtuvo las dependencias para determinar el coeficiente de resistencia hidráulica para el movimiento del régimen estructural y las pérdidas hidráulicas durante el movimiento de la hidromezcla en régimen turbulento.

El parámetro más importante del flujo en tuberías es el gradiente de presión, este como función de la velocidad en un flujo multifásico no newtoniano, es sustancialmente diferente del comportamiento de uno monofásico. Datos experimentales del comportamiento de este gradiente en sistemas multifásicos en tuberías horizontales han sido obtenidos en varios



trabajos por Doron y Barnea (1995) y Doron *et al.* (1997). La predicción de las caídas de presión y los patrones de flujo es un problema complejo.

Según Welty *et al.* (1976); Bandala (2001); Ibarz *et al.* (2001) y Vélez (2003), el coeficiente o factor de fricción es un parámetro de diseño al considerar las pérdidas de energía mecánica en el transporte de fluidos a través de tuberías, ya sea para evaluar la potencia necesaria o para estimar el diámetro del conducto. De acuerdo con Charm (1971); Foust *et al.* (1980) y Macedo *et al.* (2001), el mismo puede obtenerse con la pérdida de presión que se origina en un segmento de tubo y accesorio o bien puede evaluarse por medio de modelos o gráficas propuestas para tal propósito.

La información que existe relacionada con el coeficiente o factor de fricción ha sido desarrollada principalmente para fluidos de tipo newtoniano, sobre el tema concerniente con este aspecto ha sido abordado en fluidos no newtonianos independientes del tiempo (Steffe *et al.*, 1986; Perona, 2003 y Sablani *et al.*, 2003).

### 1.3. Generalidades del proceso de fundición

En el proceso de fundición, el metal fundido fluye por gravedad u otra fuerza dentro de un molde donde se solidifica y toma la forma de la cavidad del mismo (figura 1.1). El término se aplica también a la parte resultante de este proceso. Es uno de los más antiguos métodos de formado que se remonta 6 000 años atrás. El principio de la fundición es simple: se funde el metal, se vacía en un molde y se deja enfriar (Celentano *et al.*, 2004 y Chávez *et al.*, 2006).

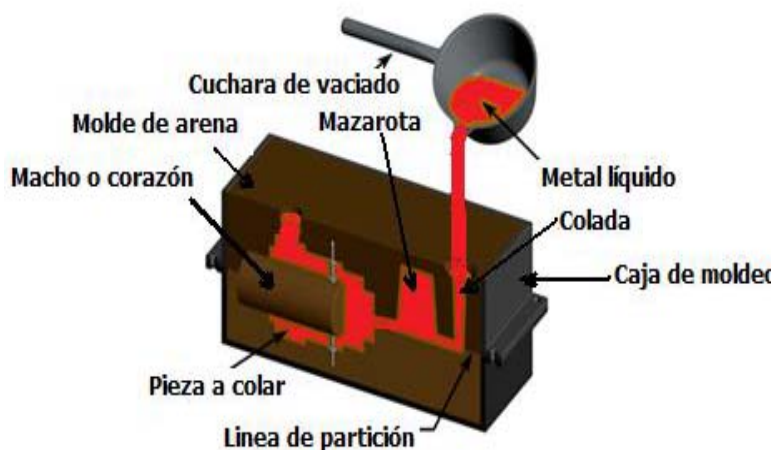


Figura 1.1. Descripción del proceso de colada. Fuente: Janowak y Gundlach (1987).

La fundición incluye la producción de lingotes y la fundición de piezas de forma particular. El término lingote se asocia usualmente con las industrias de metales primarios; describe la

producción de una pieza generalmente considerable de forma simple, diseñada para volver a formarse en procesos subsiguientes como laminado o forjado. La producción de piezas de geometría compleja involucra la producción de elementos que solo serán modificados, en su geometría y dimensiones, mediante procesos con arranque de viruta (Collini *et al.*, 2008).

Plantea Aristizábal *et al.* (2009) que, para llevar a cabo un proceso de fundición se requiere del metal líquido y el molde o matriz en que se depositará este metal (figura 1.2). Es por consecuencia que, al analizar el proceso es necesario referirse al molde o matriz, sus materiales, duración y su producción; al metal líquido y a las técnicas de fusión utilizadas, tipo de hornos y mecanismos de preparación y desgasificación.

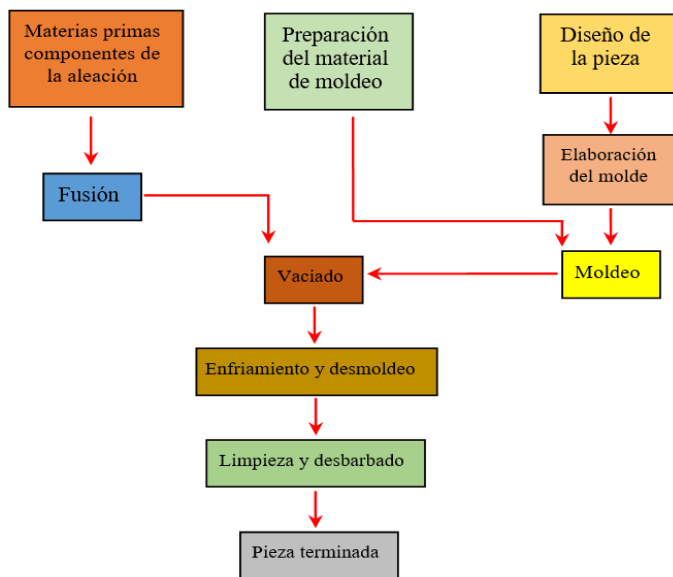


Figura 1.2. Etapas principales del proceso de fundición.

En el caso de colada en molde desechable el proceso de fundición se inicia con la producción de este, para lo cual se requiere de un modelo de la forma y dimensiones de la pieza a producir. El molde contiene una o varias cavidades cuya forma geométrica determina la forma de la parte a fundir, la cual debe ser ligeramente sobredimensionada, esto permitirá compensar la contracción del metal durante la solidificación y enfriamiento; asimismo, se deberán considerar sobre espesores para el maquinado de aquellas superficies que así lo demanden. Los moldes se producen de varios materiales que incluyen arena, yeso y cerámica. Los procesos de fundición se clasifican frecuentemente de acuerdo con los diferentes tipos de moldes (Gregorutti y Grau, 2014).

Dentro de los parámetros importantes en el proceso de fundición, está el calentamiento del metal, ha sido expuesto por Sánchez-Figueroa (2013) que, en función del material que se va a fundir, de su calidad y del volumen por producir, se pueden utilizar diversos tipos de unidades de fusión (hornos), para calentar el metal a la temperatura necesaria. La energía calorífica requerida es la suma de: 1) el calor para elevar la temperatura hasta el punto de fusión, 2) calor de fusión para convertir el metal sólido a líquido y 3) el calor necesario elevar al metal fundido a la temperatura de vaciado.

La temperatura de vaciado del metal fundido después del calentamiento y una vez alcanzada esta temperatura adecuada (mínima a la que se puede producir una pieza sana), el material está listo para verterse en el molde (Pina *et al.*, 2015), lo cual se refiere como vaciado (figura 1.3). La introducción del metal fundido en el molde y su flujo dentro del sistema de vaciado y de la cavidad es un paso crítico en el proceso. Para que este paso tenga éxito, el metal debe fluir antes de solidificarse a través de todas las regiones del molde. Los factores que afectan la operación de vaciado son la temperatura de vaciado, la velocidad de vaciado y la turbulencia generada durante el llenado.



Figura 1.3. Vaciado del metal en el molde. Fuente: Olsen *et al.* (2010).

Según Bockus y Zaldarys (2011), la temperatura de vaciado es la temperatura del metal fundido al momento de su introducción en el molde. Lo importante aquí es la diferencia entre la temperatura de vaciado y a la que empieza la solidificación (el punto de fusión para un metal puro o la temperatura líquidus para una aleación). A esta diferencia de temperaturas se le denomina algunas veces sobrecalentamiento. Este deberá ser el mínimo posible que garantice el correcto llenado del molde, lo anterior en virtud de que, tanto la cinética de oxidación, como la solubilidad de gas en el metal líquido dependen de la temperatura.

De acuerdo con Stefanescu *et al.* (2016), la turbulencia del flujo se produce al contacto del metal líquido con las paredes del molde, su presencia dependerá de la velocidad y de la viscosidad del metal líquido, así como de la geometría del sistema de llenado. El flujo turbulento debe evitarse ya que provoca una mayor interacción entre el metal y el aire, lo que favorece la formación de óxidos metálicos que pueden quedar atrapados durante la solidificación y degradando de esta forma la calidad de la fundición; también provoca una erosión excesiva del molde por efecto del impacto del flujo de metal fundido. Por último, el flujo turbulento promueve que el metal líquido atrape gas y escorias afectando con esto, en forma negativa, la calidad de las piezas producidas.

### 1.3.1. Particularidades de los hierros fundidos blanco

Los hierros fundidos son las aleaciones fundidas más utilizadas a nivel mundial, las estadísticas de los últimos años muestran que, en el 2014, la cifra alcanzó el 73 % del total de los 94 millones de toneladas producidas en el mundo, la producción estuvo repartida entre el 46 % de hierros grises y el 27 % entre hierros nodulares y maleables (Rivera, 2000), esto se debe a su alta colabilidad, sus bajos costos (20 - 40 % menor que el acero) (Collini *et al.*, 2008) y el amplio rango de propiedades mecánicas y térmicas alcanzadas para un uso específico. Los hierros blancos, en particular, son aleaciones de hierro, cromo y níquel. Se caracterizan por poseer una microestructura de austenita y ledeburita y carburos en la matriz, como se muestra en la figura 1.4.



Figura 1.4. Estructura del hierro fundido blanco. Fuente: norma ASTM A 532

Según reportan la ASTM A532 (2004); 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 y 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 cuelean piezas finas. Estas aleaciones pueden ser coladas en arena, moldes permanentes, obteniendo la mayor dureza, resistencia y tenacidad al impacto, cuando se cuelean 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).

Choteborský *et al.* (2011) plantean que, el modelo 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 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 el 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) refiere 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.

Según Tabrett y Sare (2000); Belzunce (2001) los hierros blancos al Cr - Ni, son considerados el grupo más antiguo 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.

Ha sido referido por Guo *et al.* (1997); Rivera (2002); Catalina *et al.* (2000) que, las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Sin embargo, el proceso de solidificación también tiene importancia en las características físicas de la fundición, ya que condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y morfología de los granos.

Plantean Olsen *et al.* (2010) que, la mayoría de las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente, inferior al 4,3 %; son de carácter hipoeutéctico. Las secuencias de fases durante la solidificación se pueden estudiar con la simplificación del diagrama ternario hierro-carbono-silicio estimadas en el 2 % de Si.

### **1.3.2. Características de los hierros de elevada aleación**

El cromo es uno de los elementos 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.

En presencia de una cantidad suficiente de carbono, el cromo tiende a formar carburos y en cambio, cuando el acero es de bajo contenido en carbono, es soluble en la ferrita. Los carburos formados por el carbono 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); Walton (1981) clasifican a los hierros de elevada aleación como un grupo independiente de hierro fundido, donde las propiedades dependen directamente de la

influencia de los elementos de aleación. En estas aleaciones, el contenido de aleación está por encima del 4 % y consecuentemente no pueden ser producidos por aleación en cuchara, como el resto de las aleaciones conocidas. 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 aleados es superior al 4 % (Cheng *et al.*, 2009).

Sy (1959); Petty (1968); Krause (1969) señalan que, los elementos como el cobre y el níquel tienen 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 fundamentales: estado y distribución del carbono y en el control de la transformación de la austenita como señalan Ennis y Quadackers (2007). Niu *et al.* (2003); 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.

#### **1.4. Elementos de la reología en las fundiciones**

La reología es la respuesta de casi todos los materiales a campos de fuerzas mecánicas, eléctricas y ópticas (Howard, 2000). El estudio de las repuestas a estos campos de fuerzas permite determinar respectivamente las propiedades reológicas, dieléctricas y de birrefringencia de los materiales. De acuerdo con la segunda ley de a termodinámica, parte de la energía involucrada debe ser disipada invariablemente, y parte de esta almacenada.

En reología, la perturbación es una fuerza mecánica, y la respuesta es una deformación que, en algunos casos se convierte en un flujo. Parte de la energía involucrada en la deformación es almacenada elásticamente, y parte es disipada a través de mecanismos viscosos. Debido a que parte de la energía es disipada, la respuesta siempre se produce después de la perturbación en

un tiempo determinado el cual dependerá de la duración de dicha perturbación. El establecimiento de relaciones entre o ecuaciones constitutivas que asocien las fuerzas que actúen en el material y su respuesta (deformación o flujo) es uno de los principales objetivos de la reología.

En cualquier aleación fundida, bajo condiciones normales de sobrecalentamiento, debe ser considerada la estructura del líquido, porque los átomos de soluto en ese solvente líquido, poseen (Quintero, 2009) orden de corto alcance cuya configuración electrónica de las capas externas es muy similar a la del estado base del átomo aislado. Al existir orden de corto alcance significa, que ese líquido es un sistema microheterogéneo bajo condiciones de equilibrio metaestable instantáneo, donde la mayoría de los átomos del solvente están en condición de desorden.

Al analizar las propiedades termofísicas: energía superficial y viscosidad cinemática de un líquido del sistema Fe-C-Si en función de la magnitud de su sobrecalentamiento, se encuentran cambios de fase anómalos junto a la aparición en la forma de histéresis estacionarias de estas propiedades fisico-químicas (Khakimov *et al.*, 1995).

Los principales procesos en la producción de piezas moldeadas son la fusión del metal, la elaboración de moldes, el llenado del metal, el enfriamiento, el desmoldeo, la limpieza, el desbarbado, el tratamiento térmico y el control de la calidad de las piezas (Aguilar, 2011).

El paso del metal líquido del crisol al molde es crítico en la elaboración de una pieza, ya que dura pocos segundos, puede provocar múltiples fallos. El conjunto de embudos, tuberías y canales que guían al metal por el molde es conocido por el sistema de llenado. Su diseño es decisivo para una buena elaboración de la pieza, ya que este debe evitar la entrada de escoria proveniente de la cuchara de la colada, no debe producir escoria en sus propios conductos, no debe absorber gases, debe evitar la erosión del molde por exceso de velocidad y la formación de defectos por circulación del metal demasiado lenta (Aguilar, 2011).

El diseño de un sistema de colada tiene dos aspectos o etapas. El primero es el cálculo de sus dimensiones, de acuerdo con ecuaciones de flujo; este cálculo se hace numéricamente. El segundo aspecto es la ejecución práctica y elección de la modalidad más adecuada para las condiciones de la pieza, material de molde (Urrutia *et al.*, 2013).

Ha sido planteado por Urrutia *et al.* (2013) que, cuando el metal líquido está entrando en el molde, está sujeto a una continua resistencia producida por la tensión superficial, que tiende a



frenar el flujo de metal. Este efecto tiene importancia en moldes con paredes delgadas, ya que puede frenar totalmente el flujo si la presión de llenado no es suficientemente alta. Regular la velocidad del flujo del metal, ya que el sistema de llenado se diseña de forma que, en la entrada de la cavidad del molde, esta velocidad no supere una velocidad crítica. La velocidad de entrada se aconseja de 0,25 a 0,5 m/s; y el valor límite se sitúa en 1 m/s.

Durante una investigación realizada en el año 1972, Spencer *et al.* (1972), midieron la viscosidad de una aleación de Sn-15 % Pb en función de la fracción sólida mientras era agitada continuamente. Los resultados fueron inesperados, en el sentido que, mientras una aleación en estado semisólido no agitada comenzó a espesarse, cuando la fracción sólida alcanzó 0,2; una aleación semisólida agitada continuamente se comportó como un líquido hasta una fracción sólida de 0,4. Siguiendo este descubrimiento, en un estudio de la reología de la misma aleación, realizado por Joly y Mehrabian (1976), se encontró que la viscosidad era muy sensible a la velocidad de enfriamiento y a la de corte: bajas velocidades y altas de corte disminuían la viscosidad para una determinada fracción de sólidos.

Migas y Karbowniczek (2010) presentaron los resultados del análisis reológico de calificaciones seleccionadas de acero: 90CrV6, DHQ3, 34CrNiMo. En los procesos metalúrgicos, el gradiente de los parámetros dinámico de viscosidad es un señalizador importante, caracterizando el comportamiento de metal líquido en los agregados industrial. Afecta los procesos de cambio de calor y el transporte masivo, ocurriendo en las existentes fases líquidas, fundidas y gaseosas. Sólo un pequeño número de medidas altas de viscosidad de temperatura están disponibles. Esto es debido al hecho que los experimentos son difíciles de guiar y debido a la suposición general que el acero fundido sea un líquido, exponen similitudes para líquidos de cuerpo Newtoniano.

En general los procesos líquidos de metal son afectados por fuerzas dinámicas. Los valores de los parámetros que podrían ser tratados reológicamente en esos procesos, dificulta medir la influencia de los factores siguientes: el tiempo de fundición, valor y dirección de fuerza y la tasa de esfuerzo al corte.

La disminución en la viscosidad observada en semisólidos agitados vigorosamente se explica por la destrucción de la estructura dendrítica de solidificación, debido a la acción de fuerzas de corte generadas por la agitación y a una posterior evolución de la morfología del sólido formado hacia estructuras globulares (Flemings, 1991). En la condición inicial de agitación

existe un crecimiento dendrítico del sólido; a mayor agitación y tiempo transcurrido en el estado semisólido, mayor es la tendencia a formar dendritas equiaxiales, rosetas y, eventualmente, por un proceso de engrosamiento y maduración de Ostwald, esferoides densos. Este proceso de esferoidización es irreversible y produce una disminución en la viscosidad.

Según Pico y Etse (2009), los metales a temperatura ambiente no muestran comportamientos reológicos apreciables frente a las acciones dinámicas dado que en su composición cristalina no hay poros llenos de aire o de agua en los que se desarrollen presiones internas frente a las acciones rápidamente aplicadas. En los metales es predominante el efecto de la fatiga a largo plazo. Sin embargo, el comportamiento reológico de los metales se pone en evidencia, cuando aumenta la temperatura, pues al elevarse el nivel térmico aparecen fenómenos viscosos análogos a los que ocurren en los materiales cuasifrágiles aun a temperatura ambiente. Por este motivo, resulta interesante describir el comportamiento elastoplástico de los metales a través de una teoría viscosa que considere la influencia de la temperatura y su consecuente reología.

#### **1.4.1. Efecto de la temperatura en la reología de las fundiciones**

En todos los metales la fluidez es función de la temperatura, a medida que aumenta la temperatura de colado en las aleaciones, también aumenta su fluidez (Mezger, 2006), es importante determinar la velocidad recomendable de llenado en moldes pequeños para evitar la formación de porosidades, sin embargo, no existen datos cuantitativos al alcance de los fundidores. Esta falta de información conduce a que, en los talleres de fundición existan criterios unificados para realizar un correcto dimensionamiento de los canales de alimentación y por ende, obtener resultados aceptables en las piezas fundidas.

Al aumentar la temperatura disminuye la viscosidad de la colada. La resistencia que un fluido ofrece al corte depende de las fuerzas de cohesión y la rapidez de la transferencia de cantidad de movimiento entre moléculas. En un líquido, las fuerzas de cohesión son mayores a medida que su temperatura decrece, debido a que las moléculas se encuentran más próximas entre sí. Como la cohesión disminuye al incrementarse la temperatura lo mismo le sucede a la viscosidad (Korolczuk-Hejnak y Migas, 2012).

La viscosidad es la que controla la velocidad con que un líquido fluye a través de un conducto para determinadas condiciones de temperatura, presión, forma y dimensiones del canal. Según Korolczuk-Hejnak y Migas (2012), la variación de la viscosidad a distintas temperaturas para los metales líquidos.

Desde el punto de vista teórico, las principales diferencias en las fundiciones, se encuentran en los efectos de los elementos solutos en estado líquido, debido a que, la estructura de estos tiene significativas repercusiones sobre las formaciones de fases, de su microestructura y de defectos (Jiyang, 2009). En consecuencia, es importante considerar el concepto metalúrgico “Constitución del Metal Líquido”, que se refiere (Quintero, 2007) al estado de nucleación del líquido lo cual incluye a los racimos exógenos heredados, a los heterogéneos, junto al efecto acumulativo de todas las reacciones que ocurren en ese medio durante la etapa de fusión.

Estos fenómenos tienen marcada influencia sobre el desarrollo microestructural de las aleaciones vaciadas, donde factores adicionales como: la velocidad de enfriamiento, el subenfriamiento y el tiempo de solidificación son importantes. Otros parámetros de proceso que también son necesarios de tomar en cuenta para el análisis del desarrollo microestructural son de acuerdo con Quintero (2007) los factores: herencia, horno, sobrecalentamiento, y tiempo de mantenimiento a esta temperatura.

Streeter *et al.* (2000) consideran que, al colar el metal líquido a una temperatura baja, aparentemente se evita la disolución de gases, este metal perderá fluidez y no puede llenar todas las regiones del molde, puede solidificarse en los bebederos y canal de alimentación. Si la temperatura de colado es elevada esta puede producir una gran disolución de gases que dan lugar a la formación de burbujas durante el colado, las cuales, sino pueden escapar del interior de la pieza de colado, producirá sopladuras y picaduras. Además, debido a que el metal experimenta una mayor contracción se favorece la formación de rechupes.

#### **1.4.2. Influencia de la tensión superficial en la reología de la fundición**

La tensión superficial es la propiedad física del metal o aleación líquida que influye marcadamente en la capacidad de llenar un molde. Al aumentar esta tensión superficial empeora la fluidez, especialmente al llenar canales delgados (Migas y Karbowniczek, 2010). Esto se debe a que se forma una capa o película en la intercara de un líquido y un gas o de dos líquidos inmiscibles, debido, al parecer, a la atracción de las moléculas debajo de la superficie (Borowiecki y Sobiecka, 2012). La tensión superficial es numéricamente igual a la fuerza de estiramiento necesaria para formar la película, por unidad de longitud de una línea hipotética trazada sobre la película en equilibrio (Borowiecki, 2008).

El acabado de una pieza depende directamente de la tensión superficial. Las experiencias demuestran que, la altura de metal que puede permanecer sobre un molde de arena, sin

penetrar en los poros capilares, es directamente proporcional a la tensión superficial e inversamente proporcional a la densidad del metal por radio efectivo de poros (Borowiecki, 2008). Los metales que tengan un elevado peso atómico (y por tanto de elevada densidad) deberán ser moldeados en arena fina para que su acabado superficial sea el apropiado. Para casi todos los metales la tensión superficial disminuye con la temperatura.

En el efecto de las fuerzas de tensión superficial presentes en el metal y según Celentano *et al.* (2004) puede actuar en sistemas estacionarios como un factor que determina la forma de las regiones interfaciales, esto es, la forma de una burbuja de gas, una gota de metal o de escoria; en los sistemas móviles las fuerzas de tensión pueden resistir el movimiento impuesto por otras fuerzas, como el crecimiento de burbujas de gas dentro de líquidos, el amortiguamiento de fluctuaciones turbulentas en la superficie libre de líquidos y en la atomización.

### 1.5. Llenado del molde con el metal líquido

Varias relaciones gobiernan el flujo del metal líquido a través del sistema de vaciado y dentro del molde. Si se considera que el flujo es conservativo (lo cual no es verdad) se puede realizar un primer análisis, empleando para tal fin la ecuación de *Bernoulli* (ecuación de conservación de energía que parte de considerar que el flujo es laminar), la cual establece que, la suma de las energías (altura, presión dinámica y energía cinética) en dos puntos cualquiera de un líquido que fluye es igual (Ceredo y Montoya, 2016).

Muchas piezas son elaboradas vertiendo el metal líquido en las entradas del molde (figura 1.5) y llenándose este por la acción de la gravedad. Esta es la más simple y rápida forma de moldeo, aunque tienen nociva reputación en cuanto a calidad, debido a que tradicionalmente el sistema de llenado ha sido mal diseñado (Enrique, 2012).

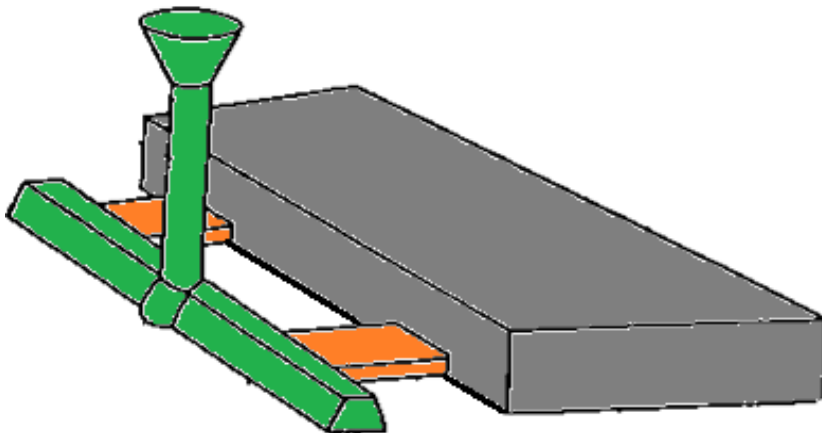


Figura 1.5. Molde para el fundido de piezas. Fuente: Enrique (2012).

Gómez (2013) plantea que, la razón más habitual que hace que un sistema de llenado sea incorrecto es la generación de turbulencia en el líquido. Esta generación de turbulencia produce en las piezas diversos defectos que hace que estas se desechen. También se producen múltiples defectos si el sistema de llenado permite la entrada de escoria (exterior o interior) o está mal dimensionado.

Elmqvist *et al.* (2011) consideran que, al elegir el modo de suministrar el metal líquido al molde y diseñar la estructura del sistema de llenado, se debe tener en cuenta que este metal debe llegar al molde suavemente, sin chocar con sus paredes ni con las de los machos, sin remolimos, con una velocidad de ascensión en el molde determinada, así como también asegurar una sucesiva expulsión del aire y gases del molde. Además, el modo de suministrar el metal líquido debe asegurar una solidificación dirigida de la pieza, teniendo en cuenta su estructura y las propiedades de la masa fundida.

La capacidad del metal o la aleación de llenar la cavidad del molde depende de sus propiedades físicas: la viscosidad y la tensión superficial (Elmqvist *et al.*, 2011). Además, ejerce influencia sobre la fluidez el contenido de impurezas en el metal o aleación, la tendencia a la oxidación y la capacidad de extracción del calor del molde de fundición. Casi en todos los metales y aleaciones cuanto mayor es la viscosidad, tanto menor es la fluidez.

En la resistencia durante el llenado, el metal líquido no fluye libremente por los conductos, está sometido a diferentes resistencias, provenientes de la interacción del metal líquido con las paredes de este. Estas interacciones se dividen en dos, la tensión superficial del líquido y el acabado superficial del molde (Elmqvist *et al.*, 2014).

Refieren Elmqvist *et al.* (2014) que, la tensión superficial del líquido es, cuando el metal líquido está entrando en el molde, sujeto a una continua resistencia producida por la tensión superficial, que tiende a frenar el flujo de este metal. Este efecto tiene una gran importancia en moldes con paredes delgadas, ya que puede frenar totalmente el flujo si la presión de llenado no es suficientemente alta.

También las características del molde influyen en la fluidez del material ya que al llenarlos las paredes extraen calor de la masa fundida. La facultad de extraer el calor de la masa fundida se determina por su capacidad de acumulación de calor. El de arena lo extrae lentamente y la masa fundida lo llena mejor que el de metal, puesto que el metálico enfría con más intensidad el metal fundido en movimiento (Aguilar, 2011).

Al fabricar piezas, generalmente se llena la parte delgada para igualar la velocidad de enfriamiento de sus partes. Al pasar a través del lugar delgado, la masa fundida calienta el molde en el lugar de suministro y sus porciones menos calientes lo hacen a través de las gruesas. Las velocidades de enfriamiento de la parte delgada en el lugar caliente del molde y en la más gruesa que se llena con metal líquido un tanto menos caliente, se igualan, lo que contribuye a la obtención de un producto de mejor calidad, con la reducción de las tensiones internas y deformaciones (Kapturkiewicz *et al.*, 2009).

No obstante, según Shaha *et al.* (2010), al fabricar piezas con partes de gran espesor, a la par del suministro del metal líquido a la parte delgada, se emplea su suministro a las partes más gruesas, con la utilización de mazarotas, para que el metal que se halla en esta se conserve durante un tiempo en estado líquido y alimente a la pieza.

El metal líquido que entra en el molde no debe penetrar por las portadas de los machos e impedir la salida de los gases de este y del molde. La velocidad de elevación de la masa fundida en el molde debe ser suficiente para que el aire y los gases creados que se hallan en la cavidad puedan salir libremente del mismo. Por otro lado, una colada lenta del molde con la masa fundida puede provocar la pérdida de la fluidez del metal fundido y no llenarlo por completo (Bockus y Zaldarys, 2011).

La eliminación de la turbulencia que tiene el líquido, buscando conseguir un flujo laminar. En el estado inicial del sistema de llenado, el metal cae por el canal vertical, hasta el nivel más bajo del molde, aumentando su turbulencia, que debe ser eliminada por el resto del sistema de llenado. Además de esta turbulencia que se produce, los conductos del sistema pueden generar escoria al haber desprendimientos en las paredes de los canales debido al choque del frente del material contra estos (Pina *et al.*, 2015).

### **1.6. Número de Reynolds**

El número de Reynolds  $VDr/m$  es el cociente de las fuerzas de inercia entre las fuerzas viscosas. Un valor crítico de este parámetro permite distinguir entre el régimen laminar y el turbulento en un escurrimiento dado; a través de un tubo, en la capa límite o en un flujo alrededor de un cuerpo sumergido. El valor de este número de Reynolds crítico depende de la situación que se tenga. En un flujo compresible, el número de Mach suele ser más significativo que el de Reynolds (Wang y Liu, 2004).

Un flujo laminar se define como aquel en que el fluido se mueve en capas o láminas, deslizándose suavemente unas sobre otras y existiendo solo intercambio de cantidad de movimiento molecular entre ellas. Cualquier tendencia hacia la inestabilidad y la turbulencia se amortigua por la acción de las fuerzas cortantes viscosas que se oponen al movimiento relativo de capas de fluido adyacentes entre sí. Por otro lado, en un flujo turbulento, el movimiento de las partículas es muy errático y se tiene un intercambio transversal de cantidad de movimiento muy intenso (Korolczuk-Hejnak y Migas, 2012).

Plantea Borowiecki (2008) que, el número de Reynolds permite caracterizar la naturaleza del flujo, si se trata de uno laminar o de uno turbulento; además, indica, la importancia relativa de la tendencia de este hacia un régimen turbulento respecto de uno laminar y la posición relativa de estado de sucesos a lo largo de determinada longitud.

Al estudiar dos escurrimientos geoméricamente semejantes, Reynolds pudo concluir que dichos flujos serían dinámicamente semejantes si las ecuaciones diferenciales que describían cada uno resultaban idéntico. Al cambiar las unidades de masa, longitud y tiempo en un grupo de ecuaciones y al determinar las condiciones necesarias para hacerlas idénticas a las ecuaciones originales, Reynolds encontró que, el parámetro adimensional  $ul\rho/\mu$  deba ser igual en ambos casos. En este parámetro,  $u$   $l$  son una velocidad y una longitud característica;  $\rho$  es la densidad del fluido y  $\mu$  es su viscosidad (Borowiecki y Sobiecka, 2012).

## 1.7. Conclusiones del capítulo 1

- ✚ La obtención de piezas voluminosas y de difícil configuración se obtienen a través de la fundición, sin embargo, se requiere del conocimiento de su temperatura de vertido para garantizar el llenado del molde y evitar defectos en la fabricación de estas piezas.
- ✚ Se pudo establecer que, en la reología de los fluidos, la perturbación es una fuerza mecánica, y la respuesta es una deformación que, en algunos casos se convierte en un flujo. Parte de la energía involucrada en la deformación es almacenada elásticamente, y parte es disipada a través de mecanismos viscosos.
- ✚ La tensión superficial es la propiedad física del metal o aleación líquida que influye marcadamente en la capacidad de llenar un molde. Al aumentar la tensión superficial empeora la fluidez, especialmente al llenar canales delgados.



# **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 y la reología de la fundición, así como la relación de máquinas y equipos a emplear en la experimentación.

### **2.2. Proceso de fundición de la aleación**

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

Las bajas temperaturas de colada son efectivas para el control del tamaño de las dendritas y para evitar que el eutéctico de carburo tenga una estructura grosera. El eutéctico de varias fundiciones blanca varía entre 1 100 a 1 200 °C y comienza la solidificación a 1 148 °C (depende de la composición) y aumento en la temperatura eutéctica 1 148 °C. Las piezas con un espesor de 102 milímetros son llenadas desde 1 245 hasta 1 300 °C, se utilizan mayores temperaturas si las piezas presentan menor espesor, donde se tiene presente la configuración de las piezas al seleccionar la temperatura de colada (Zhang *et al.*, 2010).

La fusión de la aleación se realizó en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, con capacidad de 1 t. La temperatura de fusión de la aleación a estudiar es de 1 200 °C y la temperatura de vertido de 1 290 °C.

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 que estuviesen limpios de grasa y suciedad y de tamaño tal que no dañen el revestimiento del horno. Fueron pesados en una balanza digital de pesaje industrial.

### 2.2.1. Proceso de moldeo

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

Tabla 2.1. Materiales de la carga

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

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

### 2.2.2. Obtención de las probetas metálicas

Las probetas metálicas se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en un 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 obtuvieron las probetas y a partir de ellas se elaboraron las muestras para realizar los análisis propuestos. En la figura 2.1 se observa la pieza obtenida.



Figura 2.1. Muestras obtenidas productos 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 de forma rápida con el objetivo de eliminar las tensiones que surgen durante esta operación, donde se hace necesario obtener el mínimo de tensiones en la pieza. Estas tensiones son bajas 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 se agrupan y crecen hasta su máxima expresión en el momento del desmoldeo.

Una vez desmoldeada la pieza estas tensiones se eliminan en parte, pues se termina el frenado de la contracción. Las tensiones de contracción se suman a las térmicas, y producen las lineales y elásticas en las partes gruesas de las piezas. Las tensiones de fase aparecen en el momento de cambios alotrópicos o de fases, cuando la nueva y la anterior se diferencian en volumen específico a la temperatura de deformación elástica.

### 2.3. Composición química de la fundición blanca

El análisis químico de la fundición blanca, como se observa en la tabla 2.2, se realizó en 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 2.2. Composición química de la fundición blanca hipoeutectoide, % en masa

| Tipo       | C    | Si   | Mn   | P    | S    |
|------------|------|------|------|------|------|
| ASTM A 531 | 2,76 | 1,19 | 0,56 | 0,10 | 0,05 |

En las fundiciones blancas hipoeutéticas, para que el carbono se mantenga en forma de carburo de hierro el contenido de este y el silicio deben mantenerse entre 2,5 y 3 % de C y 0,5-

1,5 % de Si), así como una elevada velocidad de solidificación. La razón es que, el contenido de carbono disuelto en la austenita es incrementado, tanto que la estabilidad de la austenita en las regiones de transformación es reducida, la tendencia a la transformación eutectoide se incrementa y cada temperatura de transformación de fase es reducida.

Su característica general es que el intervalo de solidificación termina en la eutéctica y entonces la fundición presenta ledeburita. La morfología de la ledeburita se conserva a temperatura ambiente; si bien, el agregado no está formado por austenita y cementita, sino por perlita y cementita: en el intervalo  $T_E - T_e$  la austenita cede carbono que forma cementita secundaria; hasta llegar a  $T_e$ , donde la austenita por presentar un 0,77 % de C, se transforma en perlita.

#### **2.4. Fundamento para la selección del material de las volutas**

El elemento está sometido fundamentalmente a esfuerzos de abrasión y debido a que la resistencia al desgaste es el primer requisito y al impacto el secundario, se utiliza la fundición blanca hipoeutéctica ASTM A 531, según la norma IRAM. La propuesta de la solución al problema planteado consiste en sustituir el material para fabricar la voluta de la bomba centrífuga con elementos que permitan la formación de cementita aleada que incremente la dureza del mismo.

Como el primer requisito del cuerpo de la voluta en la bomba centrífuga es el desgaste y la resistencia al impacto, el secundario y existe un balance entre el desgaste y la tenacidad, se recomienda materiales que presenten elevada dureza a estas condiciones.

La fundición blanca se utiliza por su elevada resistencia al desgaste y a la abrasión. El contenido de carburos de hierro en su estructura es el elemento principal responsable de su resistencia al desgaste, pero siempre es ventajoso que el porcentaje de carbono se encuentre en tenores lo más bajo posible.

#### **2.5. Cálculo del carbono equivalente**

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

$$[C_{eq}] = \%C + 0,3(\%Si) + 0,33(\%P) - 0,027(\%Mn) + 0,4(\%S) \quad (2.1)$$

**Donde:**

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

$\%C$  - carbono; %

$\%Si$  - silicio; %

$\%P$  - fósforo; %

$\%S$  - azufre, %

En la práctica es más difícil regular la cantidad de carbono que la de silicio, por eso se elige un contenido tal de carbono que garantice relativamente buenas propiedades de colada, esto es, fluidez y poca contracción.

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

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

$$\%Mn = 1,7 \cdot (\%S) + 0,15 \quad (2.2)$$

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

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

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

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad (2.3)$$

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

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

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

$$\%Si = \left[ \frac{2085,4 - C_{ET}}{22,7} \right] \quad (2.4)$$

$$\%C = \frac{(2994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \%Si)}{212,3} \quad (2.5)$$

$$T_{AL} = 1569 - 97,3 \left( C + \frac{1}{4} Si \right) \quad (2.6)$$

**Donde:**

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

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

### 2.5.3. Control del índice de saturación

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

$$IS = \frac{\%C}{4,3 - \frac{(\%Si + \%P)}{3}} \quad (2.7)$$

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

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

$$C_{eut} = 4,3 - \frac{\%Si}{3} \quad (2.8)$$

$$C_{eutect} = 0,9 - \frac{\%Si}{9} \quad (2.9)$$

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

#### 2.5.4. Composición en las interfases

Para la determinación de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase se tiene en cuenta la influencia del silicio a partir del diagrama de equilibrio ternario Fe - C - Si. Esto se logra con el uso de este diagrama en dos dimensiones, pero cuyas líneas de liquidus, solidus 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:

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

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

$$T_E = 154,6 + 6,5 \cdot Si \quad (2.12)$$

Donde  $T_{AL}$  es la temperatura del liquidus de la austenita (ecuación 2.6);  $T_{AS}$  es la temperatura de solidus de la austenita,  $T_E$  es la temperatura eutéctica y  $T_{GL}$  es la temperatura de liquidus del grafito, todas en °C.

El significado de las temperaturas  $T_{AL}$ ;  $T_{AS}$ ,  $T_E$ ;  $T_{GL}$  puede observarse en la figura 2.2 que se corresponde con un sector del diagrama de equilibrio Fe - C - Si, para un determinado porcentaje de Si.



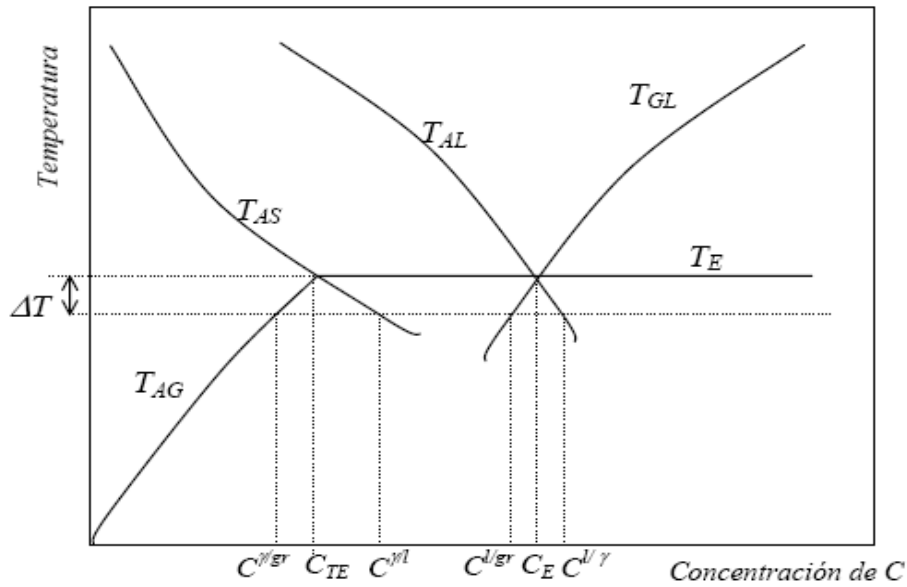


Figura 2.2. Región eutéctica del diagrama un Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si. Por intersección entre  $T_{AS}$  y  $T_E$  se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica.

$$C_{TE} = 2,1 - 0,216 \cdot Si \quad (2.13)$$

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

$$C_{TE} = 4,26 - 0,317 \cdot Si \quad (2.14)$$

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

$$C^{l/\gamma} = \frac{1}{97,3} (1569 - T - 24,32 \cdot Si) \quad (2.15)$$

$$C^{\gamma/l} = \frac{1}{177,9} (1528,4 - T - 32 \cdot Si) \quad (2.16)$$

$$C^{l/gr} = \frac{1}{389,1} (T - 129,7 \cdot Si + 503,2) \quad (2.17)$$

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

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

$$C \text{ } \frac{\gamma}{gr} = \frac{(T - 1154,6 - 6,5 \cdot Si)(1,5 - 0,216 \cdot Si)}{(354,6 + 6,5 \cdot Si)} + 2,1 - 0,216 \cdot Si \quad (2.18)$$

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

### 2.5.5. Cálculo de las variables termodinámicas

Se utilizaron correlaciones basadas para el cálculo de las temperaturas de transformación del liquidus ecuaciones 2.19 y 2.20, del eutéctico gris (2.21) y del eutéctico blanco (2.22), las que fueron tomadas de las referencias (Heine, 1986; Stefanescu y Katz, 2008; Maijer *et al.*, 1999 y Glover *et al.*, 1982 y Méndez, 2018) respectivamente.

$$T_l = 389,1 \left( C + \frac{Si}{3} \right) - 503,2 \quad 4,26 \leq CE \leq 4,40 \quad (2.19)$$

$$T_l = 389,1 \cdot C + 0,31 \cdot Si - 505,8 \quad 4,26 \leq CE \leq 4,60 \quad (2.20)$$

$$T_g = 1135,06 + 13,89 \cdot Si - 2,05 \cdot Si^2 \quad (2.21)$$

$$T_c = 1138,2 - 6,93 \cdot Si + 2,5 \cdot P - 1,717 \cdot Si + 2,5 \cdot P \quad (2.22)$$

### 2.6. Cálculo de la reología de la fundición

Obtener un llenado del molde generalmente asegura una pieza sin defectos, por tanto, el estudio de este llenado y su simulación empieza a tener una importancia en su producción. Durante el llenado, el metal líquido no fluye libremente por los conductos del molde, ya que está sometido a diferentes resistencias, provenientes de la interacción del metal líquido con las paredes del molde. Estas interacciones se dividen en dos: la tensión superficial del líquido y el acabado superficial del molde.

Se puede definir el rendimiento del sistema de alimentación como:

$$\eta = \frac{V_p}{V_p + V_m} \quad (2.23)$$

Siendo  $V_p$  el volumen de la pieza y  $V_m$  es el de la mazarota en  $\text{mm}^3$ .

El volumen de la mazarota se calcula por:

$$V_m = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot l \quad (2.24)$$

Siendo  $d$  el diámetro de la mazarota y  $l$  la longitud, ambas en mm.

El coeficiente de presión  $\frac{Dp}{\left(\frac{rV^2}{2}\right)}$  relaciona la presión estática con la dinámica. Si se le

multiplica por un área, llega a ser el cociente de la fuerza de presión entre la fuerza de inercia, ya que  $\left(\frac{rV^2}{2}\right)A$  sería en tal caso la fuerza necesaria para reducir la velocidad hasta

zero. Este parámetro también se puede escribir  $Dh \left(\frac{V^2}{2g}\right)$  si se divide entre  $g$  y se multiplica

por  $g$ .

$$h = f \frac{L}{D} \cdot \frac{V^2}{2g} \text{ o } \frac{fL}{D} = \frac{h}{\frac{V^2}{2g}} = f \left( R, F, W, M, \frac{l}{l_1}, \frac{l}{l_2} \right) \quad (2.25)$$

La ecuación de Darcy-Weisbach relaciona las pérdidas  $h$ , en una tubería con la longitud  $l$  del tubo, el diámetro  $D$  y la velocidad  $V$ , mediante un factor adimensional de pérdidas  $f$

Para un flujo en conductos, las irreversibilidades en un flujo incompresible permanente a través de un tubo se expresan mediante las pérdidas de carga o por medio de la caída de la línea de cargas piezométricas. Esta línea se encuentra a una distancia  $p/g$  por encima del centro del tubo y si  $z$  es la elevación del centro de la tubería, entonces  $z + p/g$  es la elevación de un punto cualquiera sobre la línea de cargas piezométricas. De esta manera, los valores de  $z + p/g$  a lo largo de la tubería localizan a la línea de cargas piezométricas. Las pérdidas o irreversibilidades ocasionan que esta línea vaya cayendo en la dirección del flujo. La ecuación de Darcy-Weisbach se determina como:

$$h_f = f \frac{L \cdot V^2}{D \cdot 2g} \quad (2.26)$$

Se emplea generalmente en cálculos de flujo en tuberías. Donde  $h_f$  es la pérdida de carga, o caída en la línea de cargas piezométricas, a lo largo de la longitud  $l$  de la tubería de diámetro  $D$  y con velocidad promedio  $V$ . Las dimensiones de  $h_f$ , son de longitud, expresándose en términos de Newtons por metro sobre Newton. El factor de fricción  $f$  es el factor adimensional para que la ecuación produzca el valor de las pérdidas.

Las pérdidas de carga son aquellas que ocurren en conductos debido a la presencia de codos, juntas, válvulas y se llaman pérdidas menores. Puede ser un término erróneo, porque pueden ser más importantes que las debidas a la fricción en el tubo; de cualquier manera, se le asigna este nombre convencional. En casi todos los casos, las pérdidas menores se determinan experimentalmente. Una excepción importante es la pérdida de carga debida a una expansión brusca en la línea. La ecuación que lo describe se puede escribir como:

$$h_e = K \frac{V_1^2}{2g} = \left[ 1 - \left( \frac{D_1}{D_2} \right)^2 \right] \frac{V_1^2}{2g} \quad (2.27)$$

Donde:

$$K = \left[ 1 - \left( \frac{D_1}{D_2} \right)^2 \right]^2 \quad (2.28)$$

De la ecuación anterior resulta que, la pérdida de carga varía con el cuadrado de la velocidad, según el modelo de la figura 2.2. Este resultado es esencialmente aplicada para todas las pérdidas menores en un flujo turbulento. Un método conveniente para expresar las pérdidas menores en un flujo es por medio de un coeficiente  $K$ , generalmente determinado en forma experimental.

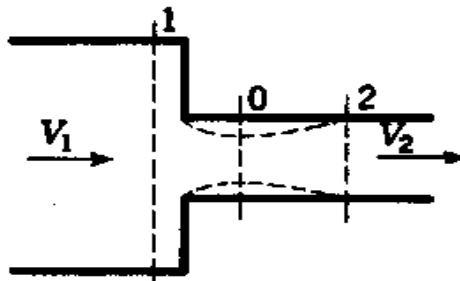


Figura 2.2. Modelo para pérdidas de carga.

La pérdida de carga ( $h_c$ ) debida a una contracción brusca en la sección transversal de una tubería, mostrada en la figura 2.2, se puede analizar en forma análoga a una expansión

brusca, con la condición de que se conozca qué tanto se contrae del chorro. El proceso de convertir carga de presión en carga de velocidad es eficaz, de ahí que la pérdida de carga de la sección 1 hasta la vena contracta sea pequeña, comparada, con la pérdida de la sección 0, a la sección 2, donde la carga de velocidad se vuelve a convertir en carga de presión. Si se aplica la ecuación 2.29 a esta expansión se calcula la pérdida de carga:

$$h_c = \frac{(V_0 - V_2)^2}{2g} \quad (2.29)$$

El flujo de la fundición blanca en molde de arena depende de la influencia de las propiedades reológicas de metal con la rugosidad superficial de la fundición. Los valores de los parámetros reológicos se calcularon por la ecuación 2.30.

$$\Theta = \frac{\delta_R \cdot \sqrt[4]{h}}{0,672 \cdot \sqrt{l}} \quad (2.30)$$

Donde:

$\delta_R$  - espesor límite de metal; m

$h$  - altura de presión metalostática, m,

$l$  - longitud del canal, m.

### 2.6.1. Dimensionamiento del sistema de alimentación

Para tener una pieza libre de rechupes y porosidades la velocidad de colado ejerce una notable influencia sobre ella, si se trabaja con una velocidad de colado elevada se produce un flujo turbulento, favoreciendo la formación de torbellinos y atrapamiento de los gases que se desprenden del molde por el contacto con el metal caliente. Para el dimensionamiento del sistema de alimentación requerido para abastecer el metal fundido se tiene en cuenta que un sistema de alimentación consta de las siguientes partes:

- a) Embudo o vasija de colada
- b) Canal vertical o bebedero.
- c) Talón de caída.
- d) Canal de distribución
- e) Canales de alimentación.

La sección total del canal de alimentación para llenar un molde metálico se puede obtener a partir de la Ecuación de Continuidad, la cual expresa que, el volumen del líquido, fluyendo a través de un canal lleno es el mismo en todos los puntos del canal (Salas-Barba, 2009).

Esta ley se expresa mediante la ecuación:

$$Q = A \cdot U \quad (2.31)$$

**Donde:**

$Q$  - flujo volumétrico del metal fundido; m<sup>3</sup>/s

$A$  - área en punto dado del sistema de alimentación; m<sup>2</sup>

$U$  - velocidad del metal fluyendo en ese punto; m/s

La aplicación práctica de la ley de continuidad puede ser empleada para representar la cantidad de metal fundido fluyendo a lo largo del sistema de alimentación mientras este permanezca lleno. De este modo la cantidad del flujo será la misma en todos los puntos del sistema de alimentación tal que:

$$Q = A_1 \cdot U_1 = A_2 \cdot U_2 \quad (2.32)$$

De la ecuación 2.32 se tiene:

$$A_2 = \frac{U_1 \cdot A_1}{U_2} \text{ si } A_1 = \frac{Q_1}{U_1} \quad (2.33)$$

$$\text{Entonces, } A_2 = \frac{Q_2}{U_2} \quad (2.34)$$

$$\text{Como } Q = \frac{\forall}{t} \text{ y } \forall = \frac{m}{\rho} \quad (2.35)$$

**Donde:**

$\forall$  - volumen; m<sup>3</sup>

$t$  - tiempo de colado; s

$m$  - masa de la pieza; kg

$\rho$  - densidad de la fundición blanca; kg/m<sup>3</sup>

Así, la sección transversal total del canal o canales de alimentación se puede determinar mediante la ecuación siguiente:

$$A_2 = \frac{m_{met}}{\rho \cdot t \cdot U} = S_{aliment} \quad (2.36)$$

**Donde:**

$S_{aliment}$  - sección transversal total de los canales de entrada

$m_{met}$  - masa del metal que debe llenar la moldura

Mediante la ecuación de Bernoulli se puede deducir la velocidad de entrada del metal a la cavidad del molde, partiendo de una velocidad inicial de cero ( $U_0 = 0$ ), como se muestra en la figura 2.3.

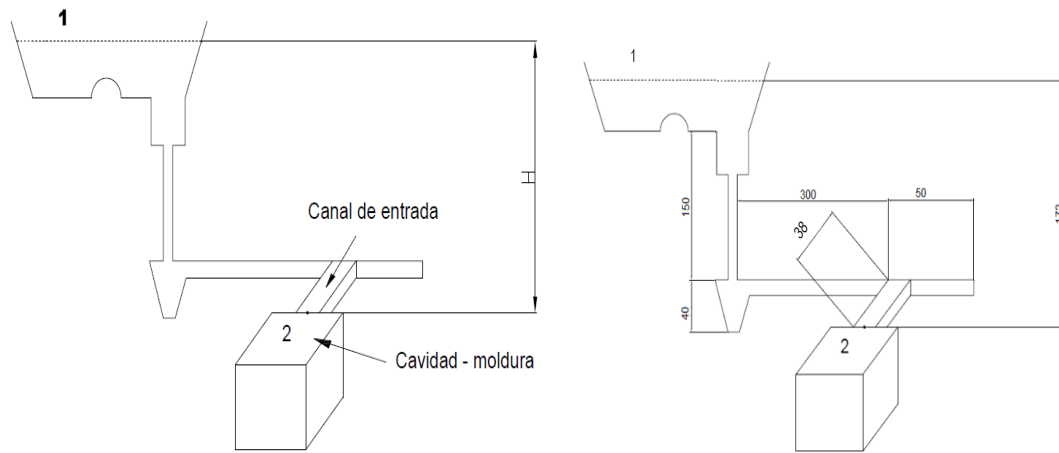


Figura 2.3. Sistema de alimentación utilizado para determinar la velocidad de colado.

En su forma más simple, esta ley se basa en la ecuación:

$$U_2 = \sqrt{2 \cdot g \cdot h} \quad (2.37)$$

**Donde:**

$U_2$  - velocidad del metal en el punto 2; m/s

$g$  - aceleración de la gravedad;  $9,8 \text{ m/s}^2$

$h$  - altura de presión o altura estática de cálculo; m.

Entonces la ecuación 2.38 toma la forma siguiente y es la que permitirá calcular la sección total del canal de alimentación:

$$S_{alim\ e\ n\ t} = \frac{m_{met}}{\rho \cdot t \cdot \sqrt{2 \cdot g \cdot h}} \quad (2.38)$$

En la ecuación 2.38 no se conoce los valores de  $h$  y  $t$ . La altura de presión del metal durante el llenado al suministrar la masa fundida, según Titov (1987), se puede calcular por la ecuación siguiente:

Para la colada por el plano de separación del molde

$$H = H' - \frac{C}{2} \quad (2.39)$$

**Donde:**

$H'$  - altura del canal vertical desde el lugar de suministro de la masa fundida del molde; cm.

$C$  - altura de la moldura; cm

El cálculo de pérdidas por fricción  $h_1$ , se puede determinar mediante la ecuación de Darcy:

$$h_1 = \lambda \frac{L}{D_H} \cdot \frac{U_2}{2 \cdot g} \quad (2.40)$$

**Donde:**

$\lambda$  - factor de fricción

$L$  - longitud total de los canales del sistema de alimentación; m

$D_H$  - diámetro hidráulico del canal de alimentación; m

Según Ruddle (2001), existe muy poca literatura acerca del factor de fricción en sistemas metálicos, el valor de  $\lambda$  puede estar entre 0,02 y 0,07, dependiendo de la geometría del bebedero. Además, se le puede calcular, siguiendo los conceptos tradicionales de la mecánica de fluidos. El número de Reynolds servirá para caracterizar el tipo de flujo que se produce en el sistema de alimentación. El factor de fricción  $\lambda$  se puede calcular, usando la ecuación siguiente:

$$\lambda = \frac{0,25}{\left\{ \log \left[ \frac{e}{3,7 \cdot D_H} + \frac{5,74}{\text{Re}^{0,9}} \right] \right\}^2} \quad (2.41)$$

Siendo  $e$  la rugosidad absoluta de las paredes de los conductos del sistema de alimentación ( $2,5 \cdot 10^{-4}$ ); m

Re - Número de Reynolds  $\left( \frac{U_{prom} D}{\gamma} \right)$ . Donde,  $U_{prom}$  es la velocidad promedio del metal líquido dentro del canal de alimentación; m/s;  $\gamma$  es la viscosidad cinemática del metal ( $1,27 \cdot 10^{-6}$ ); m<sup>2</sup>/s).

La pérdida de presión  $h_2$  debido a cambios en la geometría o dirección del flujo puede ser obtenida mediante la ecuación siguiente.

$$\lambda = K \frac{U_2}{2g} \quad (2.42)$$

**Donde:**

$K$  - coeficiente de resistencia al flujo debido a cambios de dirección, cambios de sección.



En el análisis de la física de la colada es conveniente que el flujo no sea turbulento. Para ello, el Número de Reynolds:

$$\text{Re} = \frac{V_{cm} \cdot D \cdot \rho}{\mu} \leq 5 \cdot 10^4 \text{ Re} \quad (2.43)$$

Tomando valores típicos para D,  $\rho$  y  $\mu$ , tenemos que:

$$V_{cm} \leq 1,5 \text{ m/s}$$

El tiempo de llenado del molde se determina como:

$$T_{MF} = \frac{V}{Q_c} \quad (2.44)$$

**Donde:**

$T_{MF}$  - tiempo de llenado del molde (*Time Moulding Full*); s

V - volumen de la cavidad del molde; m<sup>3</sup>

$Q_c$  - caudal (puede calcularse como  $Q_c = V \cdot A$ , donde A es la sección de la compuerta).

## 2.7. Preparación metalográfica

La metalografía microscópica estudia las características estructurales y de constitución de los productos metalúrgicos con la ayuda del microscopio metalográfico para relacionarlos con sus propiedades físicas y mecánicas. La preparación defectuosa de las probetas puede remover las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, revenir un acero templado o en general originar una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características de la aleación.

Las operaciones que se realizaron para la obtención de las propiedades de la fundición blanca hipoeutéctica, se resumen en el orden siguiente (NC 10 - 56:86 y ASTM E3 - 95).

1. Corte de la muestra.
2. Desbaste y pulido.
3. Montaje y preparación de la probeta.
4. Ataque químico de la probeta.
5. Observación microscópica (dureza y microdureza).
6. Obtención de micrografías.

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

El corte se realizó de forma tal que se pudiera aprovechar las zonas con un mayor acabado y que permitiera su fácil manipulación y posterior nivelación, así como para efectuar el ataque químico de acuerdo con las Normas ASTM E - 92. El tamaño de las muestras cortadas fue con secciones mínimas de 10 x 10 mm y no mayores de 25 x 25 mm y con altura de 20 mm (Sturla, 1951).

### **2.7.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050**

Las muestras se encapsularon para poder realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el fácil manejo de las mismas. Cuando se va a realizar análisis microestructural en bordes de muestras deformadas, es importante conservar un ángulo de 90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible de no realizarse esta operación, ya que, durante las operaciones de desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX – 5050.

### **2.7.2. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050**

La resina epoxi ROYAPOX 5050 está compuesta por dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente, forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta buenas cualidades de resistencia a la humedad y buenas propiedades mecánicas y dieléctricas que conserva sus propiedades a temperaturas comprendidas entre - 30 y 125 °C. Se suministra en dos componentes separados y predosificados: ROYAPOX 5050 y endurecedor 5050. La relación de mezcla en peso (resina/endurecedor) es de 100/40 y puede utilizarse en la impregnación o relleno de pequeños componentes electrónicos, que requieran una protección contra la humedad y los cambios de temperatura.

El pulido con los papeles abrasivos se realizó, variando la granulometría del mismo al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina. Se emplearon lijas del tipo No 400, 600 y 800 (ASTM E 3 – 95), la lija se ensambló sobre una placa de vidrio y durante el lijado se cambió el sentido a 90° al pasar de un pliegue a otro para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permitió obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras.

Las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL, ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa. Para el acabado final se utilizó un paño de fieltro grueso, se usó como sustancia abrasiva el óxido de cromo. Una vez pulida se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono ( $Cl_4C$ ) para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir. Se emplearon las técnicas de ataque manual por inmersión y ataque químico, se aplicó el ataque por inmersión de las muestras durante cinco segundos con el reactivo nital al cuatro por ciento (mezcla de cinco mL de ácido nítrico ( $HNO_3$ ) y 100 mL de alcohol etanol (ASTM E – 262 Practice A)).

Para el ataque, se sujetó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo de ataque contenido en el cristalizador. Se mantuvo sumergida un segundo, se extrajo, se lavó con alcohol, se secó y se observó al microscopio, se registró el campo observado a diferentes aumentos. Se volvió a pulir y se repitió la operación descrita anteriormente, manteniendo sucesivamente la probeta sumergida durante un tiempo entre uno y cinco minutos a la temperatura ambiente, registrando el campo observado después de cada ataque.

### **2.7.3. Análisis microestructural**

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación fundida. Esta muestra se empleará para establecer el comportamiento del material de las probetas después de haber obtenido la fundición aleada blanca. Para la observación se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad 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 y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se acoplaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de las muestras.

La figura 2.4 se corresponde con la muestra patrón de la aleación. Su elevada respuesta deriva de su microestructura, compuesta de una alta fracción de volumen de carburos del tipo  $M_7C_3$  de Cr y Fe, tanto eutécticos como secundarios, en una matriz martensítica.

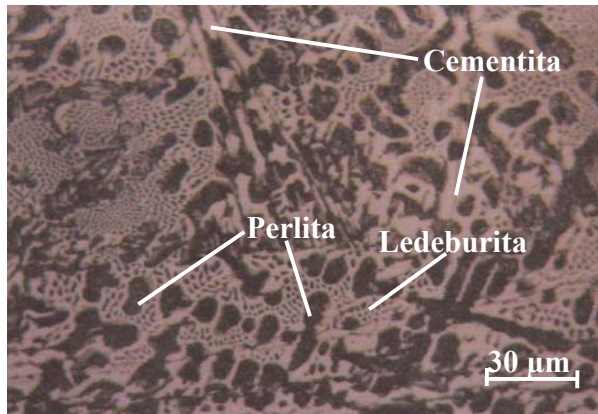


Figura 2.4. Fundición blanca sin tratamiento térmico.

En la microestructura de la fundición blanca en estudio y en estado de suministro, se observa que consta de cementita primaria (zona clara) rodeada de perlita (zona oscura) y ledeburita (forma de piel de leopardo), característica de la fundición blanca hipoeutéctica. La mayor parte del carbono se halla formando carburo de hierro o cementita, por lo cual las mismas presenten una fractura blanca. Estos microconstituyentes son los responsables de incrementar la dureza y la poca dúctiles, no maquinabilidad y con gran resistencia al desgaste y la abrasión.

Los carburos en los hierros de alto cromo son duros y resistentes al desgaste, pero son frágiles. La resistencia al desgaste se incrementa por un acrecentamiento de la cantidad de carburos (engrosando el contenido de carbono), mientras que la tenacidad se alcanza por un aumento de la proporción de la matriz metálica (reduciendo el contenido de carbono).

#### 2.7.4. Ensayos de microdureza

Se empleó el procedimiento de dureza Vickers (Askerland, 1998 y Callister, 2000;). Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT - 3 No 168, del Laboratorio de microscopia de minas de la Universidad de Moa. Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 10 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se realizaron para dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie.

La microdureza (VHN) se calculó por la ecuación siguiente:

$$VHN = 1,58 \cdot \frac{P}{d^2} \quad (2.45)$$

**Donde:**

VHN - número de dureza Vickers; MPa

1,58 - constante

P - peso; N

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d} \text{ (mm)} \dots \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2) + (d_3 - d_4)}{2} \quad (2.46)$$

$$\text{Microdureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \quad (2.47)$$

Las fundiciones blancas de alta aleación desarrollan una dureza de 450 a 800 HB, donde los carburos del tipo Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> son los responsables de esta propiedad mecánica.

**2.7.5. Zonas para la medición de la microdureza**

En las muestras fundidas se realizaron diferentes perfiles de dureza. Se realizó un total de tres mediciones con una separación entre lectura y lectura de tres milímetros, además se promediaron dichos valores, se les calculo la desviación estándar. En la tabla 2.3 se muestran las zonas consideradas para las mediciones.

Tabla 2.3. Zonas consideradas para las mediciones.

| Muestras | Borde            | Centro           | /centro y borde   | Microestructura |
|----------|------------------|------------------|-------------------|-----------------|
| 1        | HV1 <sub>B</sub> | HV1 <sub>B</sub> | HV1 <sub>CB</sub> | -               |
| 2        | HV2 <sub>B</sub> | HV2 <sub>B</sub> | HV2 <sub>CB</sub> | -               |
| 3        | HV3 <sub>B</sub> | HV3 <sub>B</sub> | HV3 <sub>CB</sub> | -               |

En la figura 2.5 se muestra el procedimiento descrito en la tabla 2.3.



Figura 2.5. Zonas para la medición de dureza y microestructural.

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

La solidificación en las aleaciones hipoeutécticas ocurre por la formación de dendritas de austenita seguidas por la formación de un eutéctico de austenita. 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 perlita y carburo en el subsiguiente enfriamiento. Sin embargo, cuando se enfría en condiciones de no equilibrio (caso que ocurre en las mayorías de las piezas convencionales) la austenita está sobre saturada de carbono y de cromo.

Debido al bajo contenido de carbono y el alto silicio se desarrolla una fundición de hierro con una austenita metaestable 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.

## **2.8. 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. 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.

Realiza la reflexión de la luz de la probeta pulida, con 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 cámara, que permite evaluar las fases, tamaño del grano, inclusiones y afectaciones en los granos, donde luego se elabora un reporte técnico con estas características. Se determinó el porcentaje de los microconstituyentes presentes en las muestras sometidas a proceso de fundición.

### **2.8.1. Obtención del porcentaje de microconstituyentes**

El porcentaje de microconstituyentes se determinó en un microscopio reflexivo que funciona por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, 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. 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.

| <b>Datos de las fases</b> |        |        |
|---------------------------|--------|--------|
| Microconstituyentes       | Área   | Área % |
| 1                         | Área 1 | Área 1 |
| 2                         | Área 2 | Área 2 |
| 3                         | Área 3 | Área 3 |

El análisis de imagen fue necesario para estimar los porcentajes de los microconstituyentes presentes en las diferentes zonas, el borde, entre el centro y el borde y en el centro de las muestras, con los cuales a su vez se puede estimar la dureza en dichas zonas.

## 2.9. Determinación de los coeficientes de regresión

El diseño de experimentos permitió analizar los datos mediante modelos estadísticos y observar la interacción entre las variables independientes y como afectan a la variable dependiente. El diseño de experimentos que se consideró fue realizado con la ayuda del paquete office de Excel y el software STATGRAPHICS XVI.II, en su versión en español.

En los modelos de regresión la variable dependiente  $Y$ , es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las  $X_i$  suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Box y Hunter, 1989).

La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X1} + b_{2X2} + b_{12X12} \quad (2.48)$$

Donde  $Y_1$  es la dureza obtenida del ensayo en N;  $Y_l$  es el porcentaje de microconstituyentes obtenidos en cada una de las zonas de las muestras y  $b$ , las variaciones de dureza en cada una de estas zonas, en HV.

### 2.9.1. Cálculo de la varianza

Ostle (1975) y Sarache (2004), consideran que el ANOVA, como técnica estadística, permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible en la variabilidad causada por diferentes factores que intervienen en el problema. Después de calcular los coeficientes de regresión se realiza el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza como:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.49)$$

La significación de los coeficientes de regresión se comprueba por el criterio de t de student para una probabilidad de un 95 % o un intervalo de confianza de 0,05 y 15 grado de libertad ( $N_0 - 1$ ).

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_0} (y - y^{\text{modf}})^2}{N_0 - K_0 - 1} \quad (2.50)$$

Donde  $N_0 = j$  y  $K_0$ , son el número de coeficientes significativos.

Por la ecuación 2.21 se calcula el coeficiente de fisher ( $F_{cal}$ ) y se compara con el fisher tabulado ( $F_{tab}$ ) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.51)$$

Si el  $F_{cal} > F_{tab}$ , entonces la ecuación describe adecuadamente el campo de la experimentación.



## 2.7. Conclusiones del capítulo

- ✚ Se han establecidos los procedimientos para determinar las condiciones de obtención de la fundición blanca hipoeutéctica, para su posible empleo en el cuerpo de voluta de bombas centrífugas expuestas a condiciones de desgaste.
- ✚ Los parámetros carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo, el contenido de carbono y silicio en la fundición y la composición en las interfases, permitirán establecer la solidificación de la fundición blanca hipoeutéctica.
- ✚ Quedó establecido el procedimiento metodológico para determinar el comportamiento reológico de la fundición blanca según su temperatura de fusión, así como de la forma geométrica que presenta el elemento a fundir.

# **Capítulo 3**

## **Análisis de los resultados**

## **CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS**

### **3.1. Introducción**

Entre los múltiples problemas que se producen para una obtención de piezas de fundición sin defectos, encontramos la optimización del sistema de llenado del molde. Este sistema es el conjunto de conducciones realizadas en el mismo con el fin de llevar el metal líquido hasta el interior de este. Este paso es muy importante, ya que el llenado deficiente puede provocar múltiples defectos en las piezas, de forma que estas sean desechadas. El aumento de la complejidad de las piezas, la necesidad de una mayor calidad y la optimización de la producción, hace que la dificultad en la obtención de un molde sea cada día mayor.

El objetivo del capítulo es establecer el comportamiento en la interfase y reológico de la fundición blanca hipoeutéctica caracterizado a través de su comportamiento microestructural y su dureza.

### **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 con componentes en la fundición que mejoren las propiedades mecánicas y químicas de las mismas. Se seleccionaron elementos que elevan la resistencia mecánica, la dureza, la resistencia al desgaste corrosivo, erosivo y abrasivo en las condiciones más cercanas a las de explotación, se tiene en cuenta que las piezas trabajan en contacto directo con pulpa lixiviada caliente y presentan un pH que está entre 5,7 y 7. La mejora de las propiedades debe alcanzarse con su microestructura y su dureza antes su puesta en explotación.

De acuerdo con la composición química obtenida en el espectrómetro se observa que, en la composición química, los elementos más representativos en esta aleación lo constituyen el carbono y el silicio. En el caso esta fundición blanca, esta va a determinar las características de la estructura con respecto a su porcentaje en la matriz, el tamaño y la forma, así como el tipo de matriz formada y el contenido de austenita retenida durante la solidificación.

Por otra parte, la adición de algunos elementos que segregan en la interfase matriz/carburo, tales como el magnesio, el boro, el titanio, realizan el efecto de modificar la estructura del

carburo eutéctico, lográndose mejoras en la morfología y tamaño de estos microconstituyentes, según ha sido referido por Zhi *et al.* (2014).

### **3.2.1. Análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición**

El carbono equivalente de la fundición blanca, según los elementos que se consideran en la ecuación 2.1 es de 3,15 %, que la caracteriza como una aleación hipoeutéctica, donde su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita primaria transformada y en perlita y ledeburita transformada. Para que el carbono se mantenga en forma de carburo de hierro en las fundiciones blancas el contenido de carbono y silicio deben mantenerse relativamente entre 2,5 y 3 % de C y 0,5 y 1,5 % de Si, así como una elevada velocidad de solidificación que, de acuerdo con el diagrama hierro - carburo de hierro (cementita), el carburo se precipita durante los tres periodos importantes: por debajo de 1 148 °C, ocurre la reacción eutéctica, de 1 148 a 723 °C, del eutéctico al eutectoide y a 723 °C, la reacción eutectoide, criterio reportado por Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006).

Se determinó según la ecuación 2.2 la relación óptima entre el manganeso y azufre, donde se consideró el porcentaje de azufre, por lo que se obtuvo que el porcentaje de manganeso es de 0,23 para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita. Para obtener una estructura perlítica, se puede agregar manganeso durante el ciclo regular para retener carbono combinado por toda la matriz o se puede variar la segunda etapa del proceso, es decir se varía la velocidad de enfriamiento a partir de la temperatura de 760 °C. El manganeso endurece la matriz, ayuda a estabilizar la austenita, junto al cobre, el níquel y el molibdeno, favorece la resistencia al impacto, contribuye al buen desempeño frente al desgaste erosivo.

La cantidad de perlita formada depende de la temperatura a que empieza el enfriamiento y la rapidez de este. 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 en la matriz existirá la perlita, planteado por Coca y Rosique (2002).

El contenido de carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo se calculó por la ecuación 2.3, donde para 2,76 % de carbono; 1,19 % de silicio y un 0,05 % de fósforo, el total de contenido de este elemento es de 3,95 %.

De acuerdo al resultado obtenido se plantea que, en relación a los tres elementos analizados, la fundición blanca mantiene la condición de una aleación hipoeutéctica ya que se encuentra en un rango menor de 4,3 %, aunque hay que considerar que el contenido del elemento fósforo no está según lo indicado por las normas ASTM, que debe ser hasta un 0,25 %, la aleación objeto de estudio presenta un contenido de 0,05 %.

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

El contenido de carbono y silicio en la fundición, se determinó a partir de un carbono equivalente total de 3,09 %, por lo que la cantidad de silicio calculado por la ecuación 2.4 es de 0,9 %, luego por la ecuación 2.4, se calculó el contenido de carbono en función de la temperatura de arresto del líquido de la austenita con un valor de 1 300,4 °C; según la ecuación 2.6, por lo que, el % de C en adecuación a la ecuación 2.5 es de 0,79 %.

Según los cálculos obtenidos se puede plantear que, el alto contenido de carbono incrementa la cantidad de grafito o de  $Fe_3C$ , así como el contenido de carbono y silicio incrementa el potencial de grafitización y fluidez de la fundición, sin embargo, su resistencia se ve afectada, ya que se promueve la formación y el engrosamiento de la perlita. Las fundiciones blancas al contener cementita hacen que estas presenten gran dureza y fragilidad, aunque posee una gran resistencia al desgaste y a la abrasión, criterios que ha sido planteado con Buchmayr y Kirkaldy (1990); Wang *et al.* (2006).

Para un punto de fusión de la fundición blanca que se encuentra entre los 1 100 y 1 200 °C, y una temperatura de arresto del líquido de la austenita con un valor de 1 036,7 °C; 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, según lo refiere Rivera *et al.* (2000).

Se determinó el índice de saturación del carbono por la ecuación 2.7, donde se obtuvo que el mismo en la fundición blanca hipoeutéctica, sea de 0,88; se ha reportado por Pluyshak y Suchil (2001) que, en índice de saturación de 1,06; la colabilidad del hierro se incrementa. El efecto del índice de saturación de carbono, incide en la contracción volumétrica, en función del módulo de enfriamiento, de esta manera las dendritas de austenita crecen sólo parcialmente por la difusión del carbono y principalmente por el sobreenfriamiento y la sobresaturación del líquido.

El crecimiento más significativo se produce por difusión del carbono a través de la capa de austenita, sin embargo, cuando se enfría en condiciones de no equilibrio (caso que ocurre en las mayorías 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 metaestable dando perlita. Con la temperatura de vaciado y este índice de saturación de carbono la fase eutéctica esté presente en mayor proporción y al coexistir esta austenita de composición eutéctica, ocurrirá la formación de dendritas de austenita seguidas por la formación de un eutéctico de austenita y carburos de cromo  $M_7C_3$ , según lo planteado por Lesoult (2001); Rizzo *et al.* (2006).

Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Por las ecuaciones 2.8 y 2.9 se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición blanca, los resultados obtenidos son  $C_{eutectic} = 4,2$  y el  $C_{eutectoid} = 0,8$ . Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 3.1 (a) y 3.1 (b), los cuales son diagramas establecidos para la determinación del carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

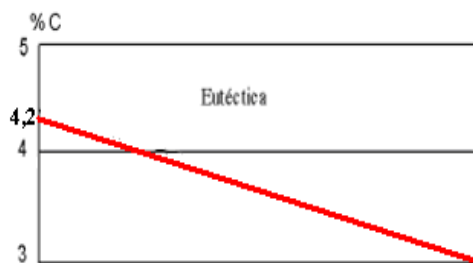


Figura 3.1 (a). Carbono eutéctico.

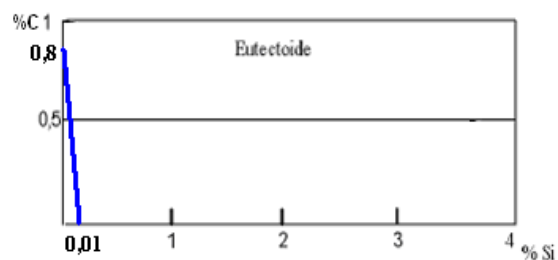


Figura 3.1(b). Carbono eutectoide.

En el diagrama Fe - C, el punto C denominado eutéctico, correspondiente a una proporción de carbono del 4,3 % y de carburo de hierro en total de 64,5 %. La aleación del 4,3 % de

carbono es la de más bajo punto de fusión desde 1 130 a 1 148 °C. Además, la totalidad de la masa de la aleación funde o se solidifica a una sola temperatura en lugar de a dos, una de principio y otra de fin del cambio de estado (fusión o solidificación, como ocurre con las aleaciones de contenido de carbono superior o inferior al 4,3 %).

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

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

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

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

Para el análisis de la composición en las interfases, se calculó por la ecuación 2.10, la temperatura del solidus de la austenita ( $T_{AS}$ ) con un valor de 1 036,7 °C; la temperatura de liquidus del grafito ( $T_{GL}$ ) por la ecuación 2.11 es de 572,01 °C y por la ecuación 2.11, la temperatura eutéctica ( $T_E$ ) es de 1 154,6 °C.

El valor de  $T_{AS}$  y  $T_E$  para establecer el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica según la ecuación 2.13 es de 2 %; la intersección entre

$T_{AL}$  y  $T_E$  según la ecuación 2.14, donde se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica es de 4,25 %.

Para la determinación de los porcentajes de carbono se consideró una temperatura de fusión de 1 200 °C. Según la ecuación 2.15 la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita  $C_{l/\gamma}$  es de 3,7 %; la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido  $C_{\gamma/l}$  (ecuación 2.16) es 1,8 % y la concentración de carbono del líquido en contacto con el grafito  $C_{l/gr}$  (ecuación 2.17) es de 1,7 %. Por la ecuación 2.18 se determinó la concentración de carbono de la austenita en contacto con el grafito  $C_{\gamma/gr}$ , para el punto de coordenadas de 800 °C y 0,6 % C; el cual se considera como el punto eutéctico y se lo une con el punto  $CTE$  es de 2,17 %.

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

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

Con el diagrama mostrado en la figura 2.1, el esquema de la región eutéctica del diagrama un Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si, las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutéctica, de manera que, si la temperatura desciende por debajo de dicha temperatura y todavía sigue la solidificación, se tienen en cuenta esas prolongaciones para calcular las concentraciones de carbono de las distintas fases en las interfases.

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

El eutéctico de varias fundiciones varían entre 1 230 a 1 270 °C, comenzando la solidificación a 1 250 °C (dependiendo de la composición). Las piezas con un espesor de 102 mm son llenadas de 1 345 a 1 400 °C, siendo utilizadas mayores temperaturas, cuando



las piezas son más finas, teniendo que tener siempre presente la configuración de las piezas, cuando se selecciona la temperatura de colada.

Es importante destacar que, 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).

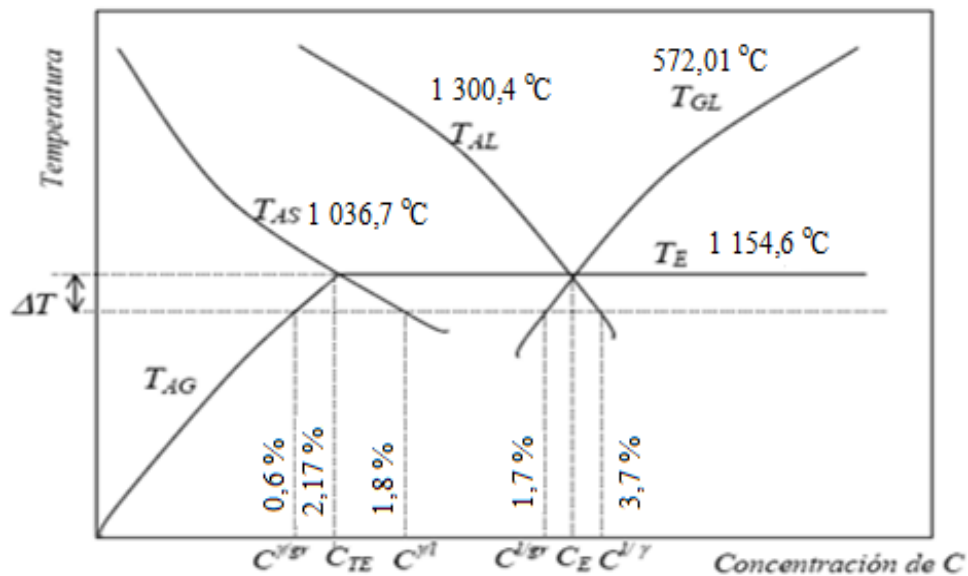
La termodinámica de la solidificación es de vital importancia para entender dicho proceso, porque es capaz de predecir qué fase existe en determinadas condiciones. El fenómeno de solidificación ocurre basado en el equilibrio metaestable y la solidificación de fases metaestables. Por la ecuación 2.19 y 2.20, se determinó la temperatura de transformación del liquidus, donde se obtuvo que, a 1 040,6 y 825,4 °C; comience esta transformación. La temperatura del grafito establecida en la ecuación 2.21, es de 1 152,3 °C y para la temperatura del eutéctico blanco referido en la ecuación 2.22 es de 1 120,1 °C.

La transformación líquido - sólido es importante porque las condiciones a las cuales tiene lugar influyen en 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, según lo ha referido Neumann y Dötsch (1975).

Los efectos del sobrecalentamiento en la constitución del líquido son debido a que, el estado en que el C se encuentre en el Fe líquido es un importante rasgo que afecta a su estructura, de acuerdo al criterio de Khakimov *et al.* (1995); Jiyang (2009). Es importante considerar que las características estructurales de los racimos contenidos en la aleación fundida son variada y compleja, la complejidad surge debido a que las adiciones de aleantes a las fundiciones, cambian la termodinámica de la fase líquida y también cambian los valores de solubilidad de las diferentes fases contenidas en esas aleaciones fundidas, según el criterio de Il'iniskii *et al.* (1988); Zalkin y Kraposhin (2010). En consecuencia, es

imprescindible tomar en cuenta tanto la composición química como la estructura de los racimos contenidos en ellas.

Para facilitar la interpretación de los resultados del análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición, se muestra en la figura 3.2 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.



En la figura, las curvas se proyectan por debajo de la temperatura eutéctica, de manera que, al descender por debajo de dicha temperatura continúa la solidificación de la fundición blanca aleada hipoeutéctica. Estas prolongaciones permitieron los cálculos de 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 (1 154,6 °C) la ledeburita progresa 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 eutéctica (723 °C), la austenita con 1,8 % de carbono se transforma en perlita por la reacción eutéctica. De acuerdo a las transformaciones obtenidas para las variaciones de contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición blanca ASTM A 531, debe presentar una

estructura consistente en dendritas de austenita transformada (perlita) rodeadas de una red interdendrítica de cementita.

### **3.2.2. Comportamiento reológico de la fundición**

Para obtener piezas libres de defectos internos y superficiales se deberá controlar el ingreso o la forma como el metal líquido ingresa a los moldes mediante el diseño de un buen sistema de alimentación. Para establecer el comportamiento reológico de la fundición blanca, por la ecuación 2.23 se determinó el rendimiento del sistema de alimentación, con una temperatura del líquido de  $1\,300,4\text{ }^{\circ}\text{C}$ , para un volumen de la pieza de  $13\,660\text{ mm}^3$  y un volumen de mazarota, de  $12\,739\text{ mm}^3$ , calculado por la ecuación 2.24, se garantiza que al ingresar el metal fundido dentro del molde este lo hará con el mínimo de turbulencia, así evitará el ingreso del aire y la formación de burbujas, lo cual es causa de oxidaciones.

En su interior el metal fundido será dirigido por el número de canales de alimentación suficientes de manera que, el metal líquido se distribuya por toda la pieza y se pueda crear gradientes de temperatura tanto en el metal, como en las superficies del molde, esto con el fin de que la solidificación se produzca progresivamente, evitando la formación de los rechupes, poros y fallas en el interior de las piezas fundidas, expuesto por Korolczuk-Hejnak y Migas (2012).

Por otro lado, el volumen de la mazarota diseñado será necesario para garantizar que esta solidifique después de la parte de la pieza que se alimenta, será suficiente para compensar la contracción de las piezas, que toda la oquedad de contracción se disponga en ella sobre el cuello, en el lugar de unión con la pieza.

El coeficiente de presión se determinó por la ecuación 2.25, el cual, para la fundición que se realiza es de  $0,9\text{ N}$ , donde para un fluido tixotrópico, es decir en un estado pastoso que se cuele a una temperatura entre la solvus y la liquidus, el fluido circulará a temperatura constante, bajo una diferencia de presión también constante, a través de los canales del molde elaborado según las dimensiones a obtener, se tiene en cuenta que, cuando la temperatura del fluido aumenta, la influencia de la presión disminuye.

La fluidez depende del pico de presión que fuerza el metal líquido a través de los conductos que forma durante la solidificación en un canal estrecho. Así, mientras más alta es la piqueta, mayor será la fluidez. Sin embargo, las pequeñas presiones metalostática ejercen variaciones y, por lo tanto, el pico de presión no afecta la fluidez significativamente. Las

variaciones pequeñas en la presión no se esperan para que afecte adversamente la fluidez, para orificios grandes y para aquellos casos en que se tengan fluidos de baja viscosidad, la tensión superficial y la viscosidad resultan de poca importancia y no es necesario considerarlas, reportado por Tiryakioglu *et al.* (1994).

Las pérdidas a considerar se tuvieron en cuenta por la ecuación 2.26, para un sistema compuesto por 4 codos de 90°, dos codos de 45° y dos reducidos es de 0,04; las otras pérdidas por la ecuación 2.27, considerando el valor del coeficiente de resistencia  $K$  calculado por la 2.28, se obtiene un valor de 0,24 y por las pérdidas de carga del sistema es de 0,94 que, en su conjunto representa un total de 1,22 por las contracciones bruscas que existen en el molde.

Como la velocidad real del metal líquido es menor debido a las pérdidas por la fricción con la pared del molde, entonces se tuvo en cuenta las pérdidas de presión del sistema, donde se consideró el rozamiento en las paredes del molde, que es función de la rugosidad de la superficie interior, el diámetro interior de los conductos, la velocidad, densidad y viscosidad del fluido, los cambios de dirección del flujo y las obstrucciones en el paso del flujo. El coeficiente de resistencia  $K$  se consideró independiente del factor de fricción y del número de Reynolds, ya que puede tratarse como constante para cualquier obstáculo dado en un sistema de tuberías bajo cualquier condición de flujo, incluida la de régimen laminar, según las consideraciones referidas por Cho y Hong (1996); Krishna *et al.* (2004).

Por la ecuación 2.30 se determinó el flujo de la fundición blanca, la cual establece los valores de los parámetros reológicos de la misma, por lo que el mismo es de 0,042 m.

En esta fundición, considerada como un fluido tixotrópico, la composición química es uno de los factores que más afectan a la fluidez, siendo esta función de la temperatura, donde a medida que aumenta esta, también aumenta su fluidez, pero disminuye la viscosidad de la colada, refiere Dullaert y Mewis (2005). La viscosidad es la que controla la velocidad con la cual el líquido va a fluir a través de los conductos para condiciones de temperatura, presión, forma y dimensiones del canal, según lo reporta Mujumdar *et al.* (2002).

Al fluir el líquido, las fuerzas de cohesión son mayores a medida que su temperatura decrece, debido a que las moléculas se encuentran más próximas entre sí. Como la cohesión disminuye al incrementarse la temperatura lo mismo le sucede a la viscosidad, criterio que ha sido expuesto por Mujumdar *et al.* (2002).

En adecuación a las ecuaciones 2.31, 2.32, 2.33, 2.34 y 2.35 se determinó el flujo volumétrico del metal fundido, donde para un área de  $0,1442 \text{ m}^2$ , y una velocidad del fluido de  $0,009 \text{ m/s}$ , el flujo es de  $0,001 \text{ m}^3/\text{s}$ .

Para la obtención de la fundición blanca, el sistema ha sido diseñado para contener suficiente volumen de metal fundido y satisfacer la demanda con flujo uniforme en la fundición. Para considerar el flujo, al ser fundida esta aleación, se consideró como un líquido homogéneo, el cual se transformará en sólido y adquirirá características definidas que varían con un metal. Las propiedades de un metal sólido dependen esencialmente de los fenómenos asociados con esta transición, planteado por Vikhansky (2008).

La sección transversal del canal de alimentación se calculó por la ecuación 2.36, donde el área total del mismo es de  $0,41 \text{ m}^2$ . El resultado de esta sección transversal va a distribuir el metal fundido a la cavidad del molde, pero el suministro debe ser de forma suave, para que el metal líquido llegue a los puntos de más profundidad y menos espesor de la pieza, donde la sección de los alimentadores debe ayudar a que la temperatura del metal fundido no descienda demasiado en el trayecto del canal de distribución a la moldura, además garantizará la presión piezométrica positiva en el sistema de alimentación.

El sistema de alimentación, por lo tanto, está concebido para prevenir la inyección de la capa de óxido en el canal de entrada, con el caudal no lento, para evitar el enfriamiento y evitar la segregación eutéctica. A medida que la temperatura disminuye, la pieza tiende a reducir su tamaño. Esta reducción se puede ver limitada por los canales del molde, conducente a una deformación plástica de la pieza, y a dificultades para predecir la sobredimensión a fin de obtener las dimensiones finales requeridas. La restricción del molde durante la contracción de estado sólido también puede conducir a problemas más localizados tales como desgarramiento o agrietamiento en caliente de la pieza colada, según Cachela Tornese (2010).

A medida que el líquido desciende, adquiere mayor velocidad, debiendo disminuir el área para disminuir la aspiración de aire, esta velocidad del metal fundido se determinó por la ecuación 2.37 y 2.38, la cual es de  $1,83 \text{ m/s}$ .

Para tener una pieza libre de rechupes y porosidades la velocidad de colado ejerce una notable influencia sobre ella, si se trabaja con una velocidad de colado alta se produce un flujo turbulento, favoreciendo la formación de torbellinos y atrapamiento de los gases que

se desprenden del molde por el contacto con el metal caliente. Una velocidad baja ayuda a que el metal esté más tiempo en contacto con el aire y como consecuencia se producirá una reacción de oxidación, cuyos productos pueden ser atrapados por la colada y producir porosidades; también se favorece una solidificación prematura y la formación de rugosidad en toda la superficie de la pieza colada, según los criterios de Navas y Batista (2014).

Se determinó por la ecuación 2.39 que la altura del canal vertical desde el lugar de suministro de la masa fundida sea de 0,172 m, el cual tiene la finalidad de tener una correcta aproximación de la presión metalostática. La base del canal de bajada va a tener el objetivo de disminuir en gran medida la velocidad del fluido, para realizar un ingreso laminar al canal de alimentación. Dicho canal es el encargado de distribuir el metal en las piezas. La dimensión calculada es con el objetivo de que sea más angosto en su parte interior con el fin de crear la presión piezométrica positiva en el sistema de alimentación. El diámetro del canal vertical, con forma cilíndrica va a ser de 15 mm, teniendo en cuenta que la pieza a fundir se considera de grandes dimensiones.

Se calculó el coeficiente de fricción en función del Reynolds y de la rugosidad relativa por la ecuación 2.40, donde se tuvo en cuenta la ecuación 2.41 para determinar el factor de fricción con un valor de 1,68; por lo que integrando ambas ecuaciones el valor del coeficiente es de 0,68. En el caso del molde de arena, la rugosidad de las paredes tiene mayor efecto en el factor de fricción para diámetros pequeños. Hay que tener en cuenta que, la reducción en la presión ocurre por las pérdidas de energía por fricción en el fluido de proceso.

Por recomendaciones de autores como Gallo (1967); Ruddle (2001), dentro del sistema de alimentación prevalecen situaciones de flujo turbulento, específicamente, con velocidades de colado de hasta 150 cm/s y al encontrarse un Reynolds  $5 \cdot 10^3 \leq Re \leq 10^8$ , se puede plantear que el flujo del metal líquido se encuentra en la zona de transición.

La pérdida de presión calculada por la ecuación 2.42 debido a cambios en la geometría o dirección del flujo es de 0,7. Se consideró esta pérdida ya que, en el flujo de los fluidos en tuberías está siempre acompañado de rozamiento de las partículas del fluido entre sí y, consecuentemente, por la pérdida de energía disponible; en otras palabras, tiene que existir una pérdida de presión en el sentido del flujo.

La ecuación de Darcy es válida tanto para flujo laminar como turbulento de cualquier líquido en una tubería. Sin embargo, puede suceder que, debido a velocidades extremas, la presión corriente abajo disminuya de tal manera que llegue a igualar la presión de vapor del líquido, la pérdida de presión de un fluido compresible que circula por una tubería, tiene relación entre la presión y el volumen específico, planteado por Streeter (1984).

El número de Reynolds determinado por la ecuación 2.43 para la fundición aleada blanca es de  $6 \times 10^{-7}$ , por lo tanto, el flujo es laminar, lo cual está en correspondencia con las paredes de las tuberías del molde.

Para números de Reynolds superiores a 4 000, las condiciones de flujo vuelven a ser más estables y pueden establecerse factores de rozamiento definitivos. Esto es importante, ya que permite determinar las características del flujo de cualquier fluido que se mueva por una tubería, suponiendo conocidas la viscosidad y la densidad en las condiciones del flujo.

El tiempo de llenado del molde es de 36,21 s; el cual fue calculado por la ecuación 2.44. El tiempo determinado debe ser suficiente que el metal fundido llegue al fondo del bebedero con la suficiente presión y velocidad, se distribuya por el canal de colada el cual lo conduce hasta el canal de colada, cambiando de dirección para acabar finalmente ocupando la cavidad del molde. Además, sirve como referencia para el diseño y obtención del sistema de alimentación.

Para que este paso tenga éxito, el metal debe fluir antes de solidificarse a través de todas las regiones del molde. Lo importante es, la diferencia entre la temperatura de vaciado y a la inicia la solidificación (el punto de fusión para un metal puro, o la temperatura del liquidus para una aleación). A esta diferencia de temperaturas se le llama algunas veces sobrecalentamiento. Este deberá ser el mínimo posible que garantice el correcto llenado del molde, lo anterior en virtud de que, tanto la cinética de oxidación como la solubilidad de gas en el metal líquido dependen de la temperatura. Los factores que afectan la operación de vaciado son la temperatura de vaciado, la velocidad de vaciado y la turbulencia generada durante el llenado del molde, según lo refieren Salas-Barba (2009); Korolczuk-Hejnak y Migas (2012).

### **3.3. Análisis del comportamiento microestructural en el centro de las muestras**

Se realizó el análisis microestructural de la fundición blanca hipoeutéctica según el procedimiento descrito en el capítulo 2 epígrafe 2.5.4. Se analizaron tres muestras de la

fundición obtenida. La figura 3.2 (a) se corresponde con la muestra 1, la figura 3.2 (b) con la muestra 2 y la muestra 3.2 (c) con la muestra 3, las mismas son del centro.

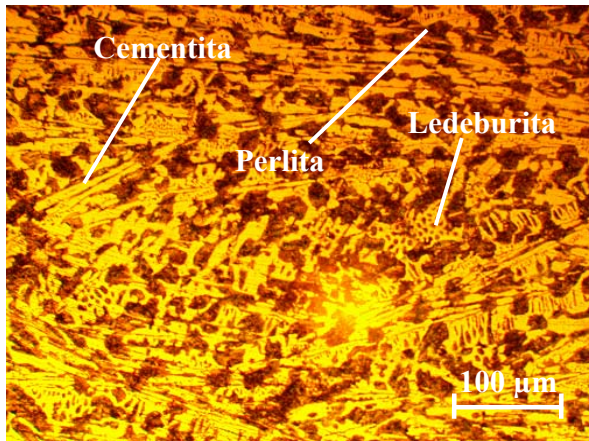


Figura 3.2 (a). Centro muestra 1.

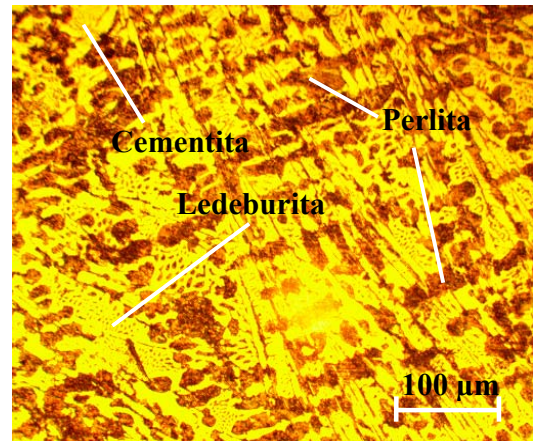


Figura 3.2 (b). Centro muestra 2.

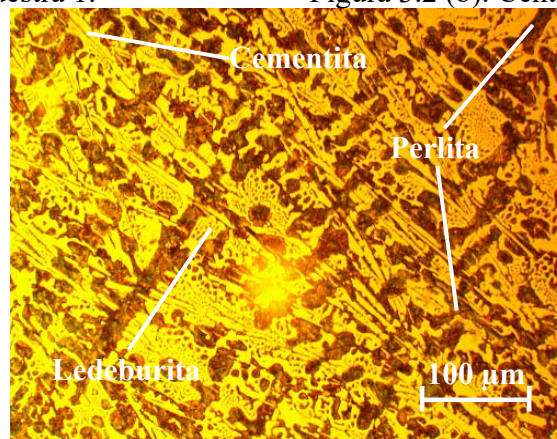


Figura 3.2 (c). Centro muestra 3.

Al analizar las estructuras obtenidas, se puede observar que, en la zona central de las muestras analizadas, todas presentan una formación estructural semejante, lo cual indica que, durante la solidificación, en esta área se comportó de igual manera para cada una de ellas y que tienen correspondencia con la muestra patrón analizada. Se observa una estructura que consta de cementita primaria (zona clara) rodeada de perlita (zona oscura) y ledeburita (forma de piel de leopardo), característica de la fundición blanca hipoeutética.

El carbono y el manganeso al reaccionar promueven la resistencia a la grafitización; por lo tanto, el contenido de manganeso retiene la microestructura perlítica, genera así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro. Estos microconstituyentes favorecen la formación de la dureza y permiten, en un tratamiento térmico, garantizar la elevación de esta propiedad, de acuerdo con García (2001).



Estos materiales requieren un complejo proceso de ajuste de sus propiedades, tanto por medio del agregado de componentes menores de aleación (Si) como, por medio del procesamiento térmico, a fin de lograr la correcta respuesta de estos materiales bajo parámetros tribológicos de uso, en general, muy exigentes. La influencia del Si es determinante para la maleabilización de la fundición, ya que inhibe la formación de cementita ( $Fe_3C$ ).

### 3.3.1. Análisis del comportamiento microestructural en el borde de las muestras

Las estructuras de las figuras 3.3 (a), 3.3 (b) y 3.3 (c) se corresponden con el borde de las muestras. La 3.3 (a) la muestra 1; la 3.3 (b) la muestra 2 y la 3.3 (c) la muestra 3. Donde se observan variaciones en las morfologías de los granos con respecto a las estructuras obtenidas en el centro de las muestras

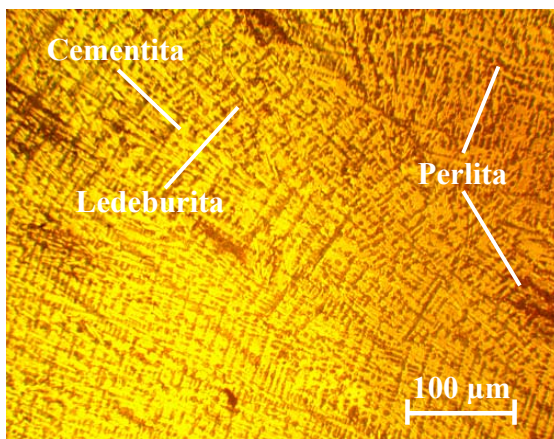


Figura 3.3 (a). Borde muestra 1.

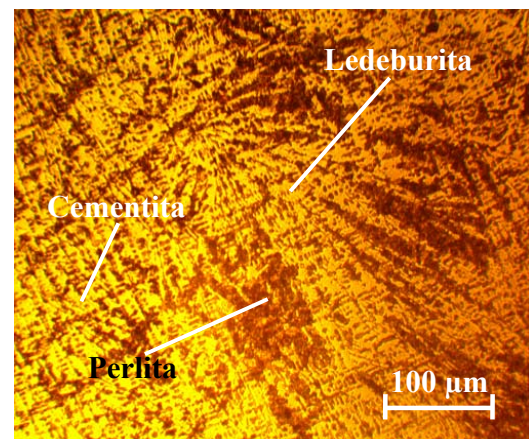


Figura 3.3 (b). Borde muestra 2.

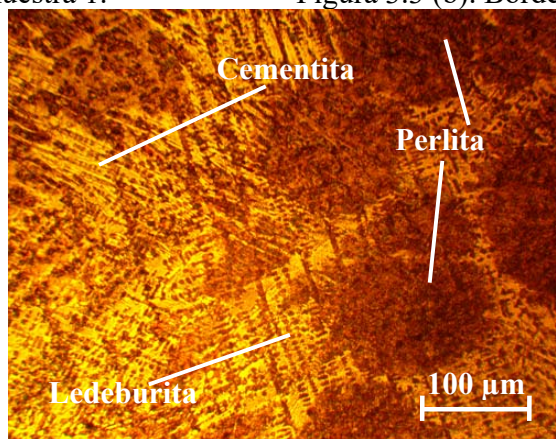


Figura 3.3 (c). Borde muestra 3.

En las estructuras, en estado bruto de colada, por el rápido proceso de enfriamiento, las fases presentes tienen un comportamiento diferente al del centro. Este comportamiento está ocasionado por el proceso de solidificación de los microconstituyentes, la cementita se

ha formado con un comportamiento dendrítico, en dirección al molde y la perlita ha tenido diferentes formaciones en cada una de las muestras, comportándose en forma de colonias en la probeta número tres.

La formación de las dendritas juega un rol fundamental en el proceso de evolución microestructural. La dirección cristalográfica del crecimiento dendrítico es función de la estructura cristalina. En la aleación blanca, al ser la fase primaria pequeña, esta crece en forma de grandes cristales alargados donde está favorecida una de las direcciones de crecimiento. Durante la solidificación se obtiene una morfología dendrítica de grano más o menos fino que es función de la velocidad de enfriamiento, criterio que ha sido referido además por Trepczyńska-Łent (2013).

La ledeburita es definida como la estructura eutéctica establecida entre Fe/Fe<sub>3</sub>C. El término sirve para caracterizar las morfologías eutécticas. Las estructuras ledeburita generalmente se forman en un proceso de dos etapas. En la primera etapa, en la formación del hierro aleado blanco fue el crecimiento de números de dendritas Fe<sub>3</sub>C, tal como en aleaciones eutécticas; solo en las aleaciones eutécticas, las dendritas Fe<sub>3</sub>C crecen alrededor de las preexistentes dendritas de austenita. En esta etapa, la temperatura de transformación del liquidus fue a 1 040,6 °C; con la formación de la cementita a 1 152,3 °C, disminuyendo a 1 120,1 °C, para formar el eutéctico blanco.

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

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

### 3.3.2. Análisis del comportamiento microestructural entre el centro y el borde

A partir del sistema metal-molde y los tiempos totales de solidificación de la fundición blanca hipoeutéctica, se analizó las estructuras resultantes obtenidas, las cuales se ubican entre el borde y el centro de las muestras. La figura 3.4 (a) es relacionada con la muestra 1, la 3.4 (b) la de la muestra 2 y la 3.4 (c), la muestra 3.

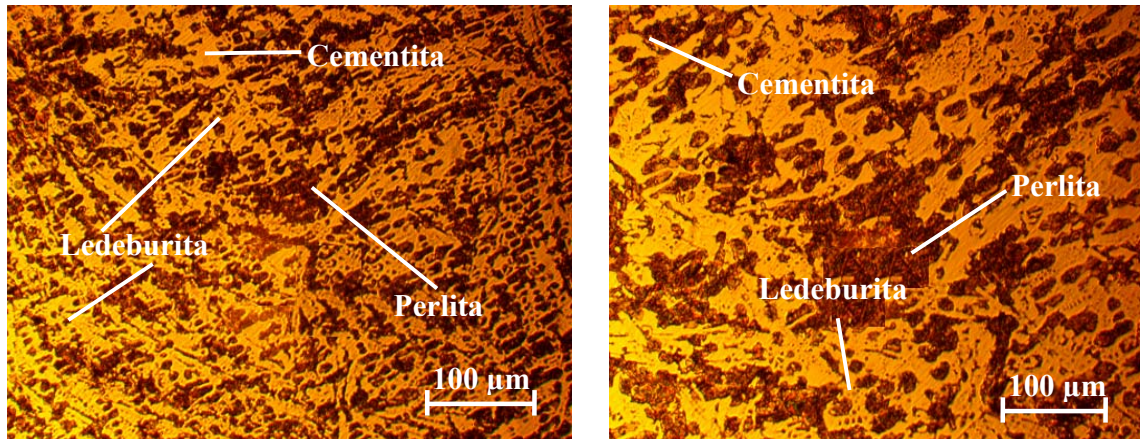


Figura 3.4(a). Entre centro y borde muestra 1. Figura 3.4(b). Entre centro y borde muestra 2.

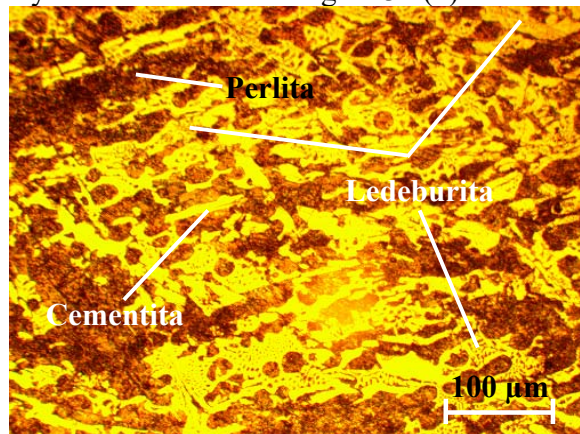


Figura 3.4(c). Entre centro y borde muestra 3.

En esta zona de la fundición se observa en las microestructuras que, durante la transformación del líquido/sólido, existe un gradiente de temperatura más lento, lo cual induce a que en esta zona las fases no presenten una rápida solidificación. La cementita ocupa mayor distribución sobre la matriz, con la perlita rodeando esta estructura. En esta zona, la ledeburita se ha formado en pequeñas colonias y distribuidas aleatoriamente.

La formación de esta microestructura ocurre según el diagrama hierro-carbono metaestable (Fe – Fe<sub>3</sub>C), con un enfriamiento moderado donde; del líquido se producen 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, 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 ha referido, Pero-Sanz (1994).

Las piezas de fundición enfriada, resultan con una superficie virtualmente libre de carbono grafitico, en virtud de que su composición es seleccionada de tal forma que, solo la superficie en contacto directo con el molde será la que esté libre del carbono grafitico. Las características más generales de esta fundición blanca son consisten en granos gruesos, orientado al azar, blanca en su totalidad y relativamente regular en su sección. La fundición blanca estará libre de carbono grafitico, por ello su sección es totalmente blanca; esto en virtud de su composición química, parámetro mediante el cual también podría ser controlada su dureza, según consideraciones de Flórez *et al.* (2010).

### 3.4. Comportamiento de los microconstituyentes

Se realizó el análisis de los microconstituyentes presentes en la fundición blanca. La figura 3.5 (a), es el centro, la 3.5 (c), es el borde y la 3.5 (e) entre centro y borde, las figuras 3.5 (b), la 3.5 (d) y la 3.5 (f) la distribución de los microconstituyentes.

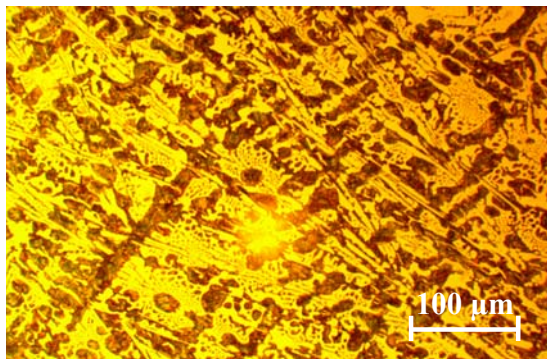


Figura 3.5 (a). Centro de la muestra

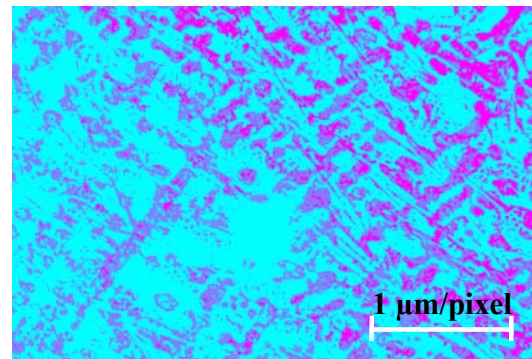


Figura 3.5 (b). Microconstituyentes.

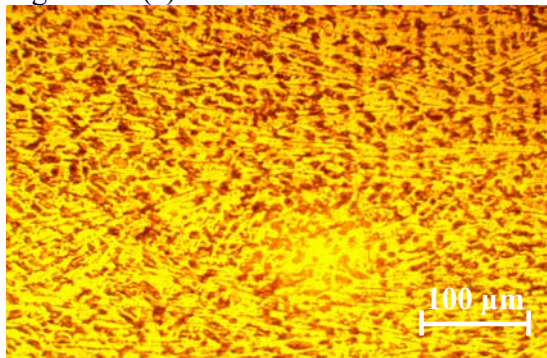


Figura 3.5 (c). Borde de la muestra.

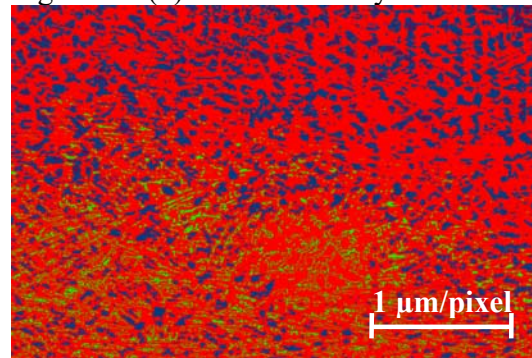


Figura 3.5 (d). Microconstituyentes.

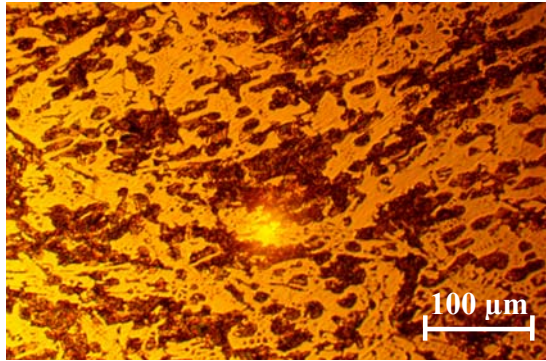


Figura 3.5 (e). Entre centro y borde.

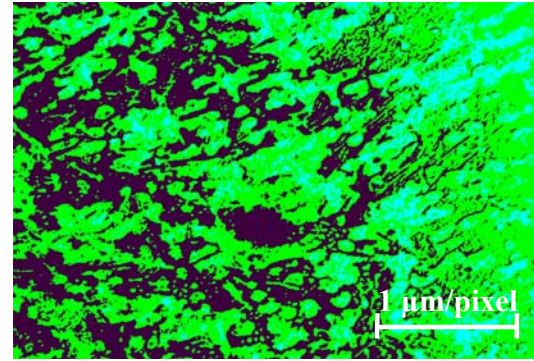


Figura 3.5 (f). Microconstituyentes.

Luego de haber caracterizado los microconstituyentes en cada una de las muestras en las diferentes zonas, se determinó la distribución de las fases en cada una de ellas. En la figura 3.6 se muestra el comportamiento obtenido. La 3.6 (a) es el centro, la 3.6 (b) y la 3.6(c) es entre el borde y el centro de la muestra.

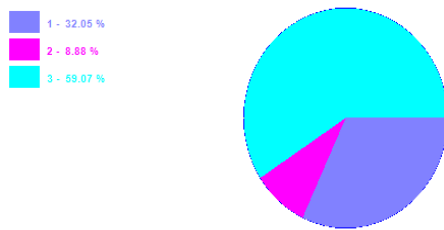


Figura 3.6 (a). Centro de la muestra.

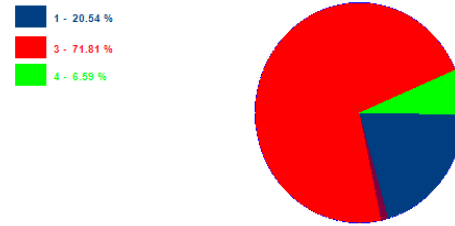


Figura 3.6 (b). Borde de la muestra.

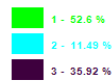


Figura 3.6 (c). Entre el centro y borde de la muestra.

En la tabla 3.1 se muestra el área que ocupan los mismos en la estructura, en correspondencia con el análisis realizado en cada una de las zonas.

Tabla 3.1. Área de los microconstituyentes en la estructura

| Centro de la muestra               |         |        | Borde de la muestra |         |        |
|------------------------------------|---------|--------|---------------------|---------|--------|
| Microconstituyentes                | Área    | Área % | Microconstituyentes | Área    | Área % |
| Perlita                            | 269 779 | 32,05  | Perlita             | 172 886 | 20,54  |
| Cementita                          | 497 221 | 59,07  | Cementita           | 604420  | 71,81  |
| Ledeburita                         | 74 728  | 8,88   | Ledeburita          | 55469   | 6,59   |
| Entre borde y centro de la muestra |         |        |                     |         |        |
| Microconstituyentes                | Área    | Área % |                     |         |        |
| Perlita                            | 302 343 | 35,92  |                     |         |        |
| Cementita                          | 442 712 | 52,6   |                     |         |        |
| Ledeburita                         | 96673   | 11,49  |                     |         |        |

En cada muestra analizada se puede observar que, en la medida que se vierte el líquido y comienza a solidificar desde el borde del molde hasta el centro de la pieza, aunque se mantienen los mismos microconstituyentes, estos no ocupan el mismo área sobre la microestructura, siendo un 71,81 % en el borde y desciende hasta 59,07 % al llegar al centro de la pieza, con un tamaño de grano 5 como promedio.

Estas transformaciones presumiblemente estén asociadas a que, el metal que forma la película inicial se ha enfriado rápidamente por la extracción de calor a través de la pared del molde. Esta acción de enfriamiento causa que los granos de la película sean finos, equiaxiales y orientados aleatoriamente. Los granos resultantes de este crecimiento dendrítico adoptan una orientación preferente y tienden a ser burdos y alinearse en forma de granos columnares hacia el centro de la fundición, según Kumar y Kumar (2012).

### 3.5. Análisis de la microdureza

Para la determinación de la microdureza es muy común la utilización de técnicas de indentación convencional e instrumentadas. Existen modelos propuestos en la literatura para la determinación del módulo de elasticidad y entre los más utilizados, se pueden citar el modelo de Marshall *et al.* (1982); el de Oliver y Pharr (1992, 2004). Se realizó el análisis de microdureza según los procedimientos considerados anteriormente, centro, borde y entre centro y borde de las muestras. La tabla 3.2 muestra los resultados obtenidos.

Tabla 3.2. Resultados de las durezas realizadas, en HV

| Zona/muestra     | 1   | 2   | 3   | Microestructura                  |
|------------------|-----|-----|-----|----------------------------------|
| Borde            | 524 | 526 | 526 | Cementita + Perlita + Ledeburita |
| Centro           | 468 | 470 | 472 | Cementita + Perlita + Ledeburita |
| ÷ centro y borde | 506 | 508 | 510 | Cementita + Perlita + Ledeburita |

En la tabla se observa que, en correspondencias con las zonas analizadas en las muestras, existe variación de la dureza según los microconstituyentes obtenidos, en la medida que se realizó el barrido de los perfiles, en el borde existe una dureza de 525 HV, disminuye hasta un valor promedio de 470 HV en el centro y de 508 HV entre el borde y el centro. Los cambios ocurridos en las variaciones de las durezas, presumiblemente esté asociado a los bruscos cambios de calentamiento y enfriamiento, al contenido de los elementos de aleación, el carbono en primer lugar, luego al manganeso, lo que ha sido planteado también por Bedolla *et al.* (2003).

La dureza de 525 HV la proporciona los carburos disueltos o la cementita secundaria, que contiene en su estructura, en una matriz perlítica, lo que demuestra que este microconstituyente, garantiza la elevación de esta propiedad mecánica y la resistencia al desgaste, según Zhang *et al.* (2010).

### 3.6. Procesamiento estadístico de los datos

Se consideró el porcentaje del constituyente cementita, así como la dureza obtenida en cada una de las muestras analizadas, lo cual estuvo en correspondencia con el tiempo de solidificación. En la tabla 3.3 se muestra el resultado obtenido.

Tabla 3.3. Comportamiento del % cementita vs la dureza

| Zona/muestra     | Ts | % Cement | HV  |
|------------------|----|----------|-----|
| Borde            | 5  | 71,81    | 525 |
| Centro           | 16 | 59,07    | 470 |
| ÷ centro y borde | 10 | 52,6     | 508 |

Según los resultados obtenidos, en el borde las muestras, por el contenido y la forma que adopta la cementita establecen que, en esta zona exista una mayor dureza, lo cual está en correspondencia con el tiempo de solidificación. La composición química de las aleaciones influye en su intervalo de solidificación, es decir, la diferencia entre la temperatura del liquidus y del solidus. Este intervalo juega un importante papel en la colabilidad de la aleación, ya que influye en el modo de solidificación, que afecta significativamente la fluidez de la aleación. De este modo, el intervalo de solidificación es inversamente proporcional a la fluidez, por lo que las aleaciones que solidifican en un amplio rango de temperaturas tienen menor fluidez que las que solidifican con un pequeño (o nulo) intervalo, según lo planteado por Trepczyńska-Lent (2013).

#### 3.6.1. Análisis de varianza

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia que ejerce el constituyente cementita sobre la dureza en las diferentes zonas de las muestras fundidas. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.4 se muestran los resultados del análisis de regresión realizado.

Tabla 3.4. Resultados del análisis de regresión.

| Parámetro | Estimación | Error estándar | Estadístico T | Valor-P |
|-----------|------------|----------------|---------------|---------|
| CONSTANTE | 83,7601    | 13,69          | -0,166823     | 0,0273  |
| Cementita | -0,235212  | 0,254935       | -1,04336      | 0,0337  |
| Dureza    | -0,117847  | 0,412308       | 0,364687      | 0,0272  |

En la tabla 3.5 se muestran los resultados obtenidos del análisis de la varianza.

Tabla 3.5. Análisis de la varianza.

| Fuente        | Suma de Cuadrados | Gl | Cuadrado medio | Razón-F | Valor-P |
|---------------|-------------------|----|----------------|---------|---------|
| Modelo        | 355,088           | 1  | 355,088        | 0,29    | 0,0417  |
| Residuo       | 1230,91           | 1  | 1230,91        |         |         |
| Total (Corr.) | 1586,0            | 2  |                |         |         |

R-cuadrada = 90, 473 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 92,3889 porciento

Error estándar del est. = 0,035

Error absoluto medio = 18,7672

Estadístico Durbin-Watson = 2,93141 (P=)

Autocorrelación de residuos en retraso 1= -0,643805

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre la temperatura de solidificación ( $T_s$ ) y 2 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$T_s = 83,760 - 0,235 \cdot \text{Cementita} - 0,117 \cdot \text{Dureza}$$

El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo así ajustado explica 90, 473 % de la variabilidad en  $T_s$ . El estadístico R-Cuadrada ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes; es 92,3889 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 0,035. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones. El error absoluto medio (MAE) de 18,7672 es el valor promedio de los residuos. El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos. Dado que el p-valor es inferior a 0,05; no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos.

Los resultados del análisis estadístico demuestran que, existe una tendencia a incrementar la dureza en la medida que se acerca a la zona de la periferia del molde, como se inicia la



solidificación en esta parte y encontrarse en un estado más frío, le cede esta propiedad a la pieza por transferencia, modificando la estructura, sin embargo, al ir enfriándose más lentamente hacia el centro, entonces esto modifica, tanto la estructura, como la dureza.

Se realizó la estimación para las durezas obtenidas en las diferentes muestras, aquellas que son de la periferia, como las que son del centro. La figura 3.7 muestra la estimación para todas las durezas obtenidas. La función es del tipo:  $10 + 2 \cdot X + 3 \cdot Y - 10 \cdot X \cdot Y$

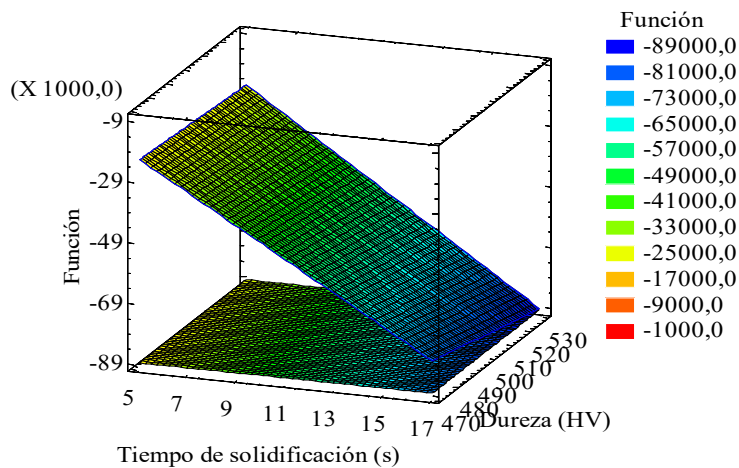


Figura 3.7. Estimación para las durezas obtenidas.

Al estimar el error del modelo experimental con el calculado existe diferencia estadísticamente significativa entre las medias de las dos muestras para un nivel de confianza del 92,0 %. Los resultados expuestos demuestran que, se mantiene la tendencia a incrementar la dureza en la zona más cercana al molde, donde la temperatura de solidificación ocurre en un intervalo de tiempo más rápido.

Después de analizada la microestructura, dureza y microconstituyentes de la fundición blanca aleada, por ser un producto demandado por las industrias minera, para fabricar cuerpo de bomba, en virtud de su alta dureza, resistencia a la abrasión y a la oxidación/corrosión puede ser empleada en regímenes de trabajo especiales. Esta está caracterizada por poseer una microestructura formada a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente.

### 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 para que la empresa pudiera existir durante el mismo. En la tabla 3.6 se muestran los costos asociados al proceso de fundición de las muestras obtenidas.

Tabla 3.6. Cálculo del costo de fundición

| <b>Ficha de costo para producir una pieza</b> |    |          |              |               |
|---|----|----------|--------------|---------------|
| Material                                      | U  | Cantidad | Precio (CUP) | Importe (CUC) |
| Arrabio                                       | kg | 5,43     | 5,39         | 29,26         |
| Palanquilla                                   | kg | 3,00     | 3,17         | 9,51          |
| Ferromanganeso                                | kg | 0,70     | 7,42         | 5,19          |
| Ferrosilicio                                  | kg | 1,50     | 3,96         | 5,94          |
| Espato fluor                                  | kg | 2,70     | 2,29         | 6,18          |
| <b>Sub total (1)</b>                          |    |          | <b>22,23</b> | <b>56,08</b>  |
| <b>Otros materiales</b>                       |    |          |              |               |
| Arena sílice                                  | kg | 10       | 2,20         | 22,00         |
| Catalizador                                   | kg | 12       | 11,03        | 132,36        |
| Resina  | kg | 15       | 9,39         | 140,85        |
| Alcohol                                       | l  | 1,00     | 10,80        | 10,80         |
| Grafito plateado                              | kg | 1,05     | 10,18        | 10,68         |
| Pez rubia                                     | kg | 0,10     | 9,88         | 0,98          |
| Electrodo de corte                            | kg | 0,50     | 12,50        | 6,25          |
| Granalla                                      | kg | 0,50     | 12,37        | 6,18          |
| <b>Sub total (2)</b>                          |    |          | <b>78,35</b> | <b>330,10</b> |
| <b>Total</b>                                  |    |          | <b>23,40</b> | <b>386,18</b> |

En la tabla 3.7 se muestran los costos por concepto de materiales directos.

Tabla 3.7. Costos de los materiales directos

| No               | Material    | Cantidad (g) | Precio material (CUP) | Importe material (CUP) |
|------------------|-------------|--------------|-----------------------|------------------------|
| 1                | Probetas    | 15           | 10,54                 | 158,1                  |
| 2                | Lija de 400 | 0,02         | 1,20                  | 1,20                   |
| 3                | Lija de 600 | 0,02         | 1,45                  | 1,45                   |
| 4                | Lija de 800 | 0,02         | 1,75                  | 1,75                   |
| <b>Sub total</b> |             |              | <b>14,94</b>          | <b>162,50</b>          |

Para que un proceso cualquiera en la industria sea fiable y cuente con información real y a tiempo y se conozcan las cantidades de materia prima y mano de obra directa e indirecta necesarias para poder asegurar la disponibilidad y eficiencia de los medios de producción, es necesario estandarizar. La estandarización consiste en registrar y utilizar metódicamente los mejores pasos para un óptimo desarrollo de los procesos y actividades, que genere cambio y mejora, por lo que, las empresas están frente al riesgo de invertir en tecnologías que pueden ser recuperadas en un período definido. En la tabla 3.8 se muestran los costos totales de la mano de obra directa.

Tabla 3.8. Costos totales de la mano de obra directa

| No | Operación                | Especialidad-trabajador   | Tiempo (h)   | Tarifa horaria | Importe         |
|----|--------------------------|---------------------------|--------------|----------------|-----------------|
| 1  | Preparación de la carga  | Jefe de brigada           | 3,40         | 25,23          | 85,78           |
| 2  |                          | Auxiliar "B" de fundición | 3,17         | 18,15          | 57,53           |
| 3  |                          | Operador de grúa viajera  | 1,84         | 18,15          | 33,39           |
| 4  |                          | Ayudante                  | 2,54         | 18,15          | 46,10           |
| 5  | Reverbería               | Oper. revest. aisl. térm. | 6,71         | 18,94          | 84,77           |
| 6  | Elaboración de molde     | Jefe de brigada           | 3,36         | 25,23          | 84,77           |
| 7  |                          | Operador metalúrgico "A"  | 2,61         | 18,15          | 47,37           |
| 8  |                          | Operador metalúrgico "B"  | 2,61         | 18,15          | 47,63           |
| 9  | Elaboración de macho     | Auxiliar "B" de fundición | 1,89         | 18,15          | 34,30           |
| 10 |                          | Operador de grúa viajera  | 1,71         | 18,15          | 31,03           |
| 11 |                          | Ayudante                  | 1,54         | 18,15          | 27,95           |
| 12 | Fusión                   | Jefe de brigada           | 1,96         | 25,23          | 49,45           |
| 13 | Ensamble                 | Operador metalúrgico "A"  | 1,86         | 18,15          | 33,75           |
| 14 | Vertido                  | Operador metalúrgico "B"  | 1,66         | 18,15          | 30,12           |
| 15 |                          | Operador de grúa viajera  | 1,96         | 18,15          | 35,57           |
| 16 | Rebarbado                | Jefe de brigada           | 1,29         | 25,23          | 32,54           |
| 17 |                          | Operador de grúa viajera  | 1,54         | 18,15          | 27,95           |
| 18 | Corte siste alimentación | Soldador "B"              | 2,89         | 18,15          | 52,45           |
| 19 | Limpieza y terminación   | Pulidor "B"               | 1,07         | 18,15          | 19,42           |
|    |                          |                           | <b>45,61</b> |                | <b>1 723,74</b> |

Los costos estimados en la tabla 3.8 se relacionan con los 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 hipoeutéctica, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos es de 2 272,42 CUP.

### 3.8. Impacto ambiental

Los procesos de fundición y fabricación de piezas tienen repercusión directa sobre el medio ambiente, ya que en ellos liberan partículas finas que constituyen una agresión al entorno; además, el empleo de aglutinantes en las mezclas provoca el desprendimiento de vapores y gases que contaminan lo laboral y ambiental. Es necesario aplicar medidas que puedan ayudar a eliminar o reducir al máximo el grado de contaminación. Al controlar las condiciones organizativas de producción, y emplear la tecnología adecuada, se logra contribuir al ahorro de energía, que conlleva a uno de electricidad y a su vez de

combustible, siendo este último aspecto de gran importancia, ya que está estrechamente relacionado con la emisión de gases contaminantes a la atmósfera.

Las distintas fases del proceso de fundición generan emisiones a la atmósfera como polvo y materia particulada con distintos niveles de óxidos minerales, metales (manganeso y plomo) y metálicos. El polvo procede de los procesos térmicos (hornos de fundición) y químicos/físicos (moldeo y producción de machos) y de acciones mecánicas (manejo de materias primas, principalmente arena y los procesos de desmolde y acabado). En el fundido, la emisión de materia particulada (MP) en forma de polvo, materiales metálicos y humos de óxido metálico, varía en función del tipo de horno, combustible, metal a fundir y propiedades de fusión. Los de cubilote son los que generan un mayor volumen de materia particulada (coque, cenizas volátiles, sílice, óxido y caliza). Los de arco eléctrico (HAE) constituyen otra fuente considerable de MP durante la carga al iniciarse la fusión, durante la inyección de oxígeno y en la fase de descarburación. Los índices más bajos de emisiones se asocian con otros tipos de hornos de fusión, especialmente los de inducción.

Las emisiones de carga durante la fundición de metales oscilan para metales no ferrosos hasta más de 10 kilogramos por tonelada (kg/ton) para el fundido de hierro en hornos de cubilote. La cantidad de arena empleada en el fundido en moldes no recuperables genera polvo durante las distintas fases de moldeo y produce partículas no metálicas, de óxido metálico y hierro metálico. Las no metálicas resultan del proceso, del desmolde y acabado.

La arena residual procedente de las fundiciones que emplean moldes de arena constituye una fuente de residuos por volumen. La de moldeo y de los machos representa entre un 65 y un 80 % de los totales generados por las fundiciones de metales ferrosos. Aquella que está aglomerada químicamente para fabricar machos o moldes de coquillas es más difícil de reutilizar eficazmente y sus residuos pueden eliminarse una vez utilizada una sola vez. La procedente de las fundiciones de latón y bronce es a menudo peligrosa.

Las fuentes más significativas de monóxido de carbono son el CO, los gases procedentes de hornos de cubilote y HAE. La presencia en los gases residuales procedentes de los hornos de cubilote se debe al propio proceso. En los HAE, resulta de la oxidación de electrodos de grafito y del carbón procedente del baño de metal durante las fases de fusión y refinado. Asimismo, puede producirse monóxido de carbono al entrar los moldes y machos de arena en contacto con el metal fundido durante las actividades de colada del metal.

### 3.8. Conclusiones del capítulo 3

- ✚ Los elementos químicos considerados para determinar la solidificación de la fundición blanca, donde el carbono, en función del fósforo, el silicio y el manganeso, confirman que la misma es del tipo hipoeutéctico y que su temperatura de fusión es de 1 100 °C.
- ✚ Los parámetros reológicos de la fundición blanca están definidos por su comportamiento líquido durante el vertido en los canales que conforman el molde, así como la viscosidad que mantenga para llenar todas las cavidades de la pieza.
- ✚ Al analizar las tres zonas de las muestras se determinó que, aunque las estructuras mantienen los mismos microconstituyentes, en las paredes del molde, por el rápido enfriamiento y por la temperatura de solidificación, se alcanza una dureza más elevada.

## CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ Para una fundición blanca ASTM A 531, con un flujo de corte pseudoplástico y comportamiento tixotrópico, a temperatura de 1 250 °C, viscosidad de 2,2 MPa/s, requiere un caudal de 0,8 m/s, con el cual se garantiza que, al ingresar el metal fundido dentro del molde, lo haga con el mínimo de turbulencia, así evitará el ingreso del aire y la formación de burbujas.
- ✚ Para concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita de 3,7 %; el carbono de la austenita en contacto con el líquido de 1,8 % y de carbono del líquido en contacto con el grafito de 1,7 %; se garantiza la creación de gradientes de temperatura para una solidificación progresiva y evitar la formación de rechupes.
- ✚ En las microestructuras se obtuvo la presencia de la cementita, la perlita y la ledeburita en las diferentes zonas observadas, pero con diferencias en la formación del tamaño de los granos, lo cual está asociado al comportamiento reológico del fluido durante el proceso de solidificación en el molde.
- ✚ Al realizar la valoración económica para estimar los costos en los que incurre el proceso de obtención de la fundición blanca donde se tuvo en cuenta los costos de fundición, de los materiales directos, mano de obra directa se tiene un costo total de 2 272,42 CUP.

## RECOMENDACIONES

- ✚ Determinar el efecto de la transferencia de calor por convección o conducción que se genera en el molde, lo cual tiene incidencia en el comportamiento reológico de la fundición blanca durante su vertido.
- ✚ Controlar la temperatura de vertido del líquido, teniendo en cuenta los accesorios del molde, por encima de la establecida se pueden formar gases y por de debajo, entonces estos canales no se llenan completamente y en ambos casos quedan defectos en la pieza.
- ✚ Garantizar durante el vertido del metal, la energía disponible para la fluencia del líquido, lo cual se convierte en un incremento en la viscosidad del fluido, aspecto este que incrementa el esfuerzo de corte.

## **Referencias bibliográficas**



## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Aguilar, R. Solidificación de metales y aleaciones y el mecanismo de cierre de la ventana fluida durante los ensayos de fluidez (Ensayo Metodológico). Proyecto de investigaciones metalúrgicas. EMI, FIUSAC. Guatemala. 72 p. 2011.
2. Alp, T., Wazzan, A.A. y Yilmaz, F., Microstructure-Property Relationships in Cast Irons. *The Arabian Journal for Science and Engineering*, 30(2B):163–175, 2005.
3. A Modern Casting Staff, 46th census of world casting production. *Modern Casting*, 12: 25-29, 2012.
4. Aristizábal, R.; Silva, C.; Pérez, P.; Stanek, V.; Katz, S. Studies of a quenched cupola part ii: the behavior of c, si, mn and s in the metallic charge, *AFS Transactions*, Vol. 117, Paper 09-104, 693-708, 2009.
5. Bockus, S.; Zaldarys, G. Evaluation of producing technique factors affecting the matrix microstructure of as-cast ductile iron castings, *Metalurgija*. 50 (1): 9-12, 2011.
6. Borowiecki, B.; Sobiecka, E. Correlation between surface roughness and rheological properties of liquid ductile cast iron. *Archives of Foundry Engineering*. 12 (2): 5-8, 2012.
7. Borowiecki, B. Conventional flow curves of liquid cast iron put on spheroidization. *Archiv of Foundry Engineering*. 8 (1): 23-26, 2008.
8. Brown, J. *Foseco Ferrous Foundryman's Handbook*. Great Britain: Butterworth - Heinemann, 2000.
9. Cachela, J.; Tornese, B. Desarrollo de una metodología para relacionar la macroestructura de solidificación con las microcavidades de contracción en fundición nodular. Trabajo final. División Metalurgia INTEMA, UNMDP, 2010.
10. 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.
11. Catalina, A.; Sen, S.; Stefanescu, D. A New analytical approach to predict spacing selection in lamellar and rod eutectic systems. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A (2): 383-394, 2003.
12. Celentano, D.; Schulz, B.; Cruchaga, M. Análisis termofluido dinámico-microestructural de proceso de solidificación de fundiciones grises. *Revista Materia*. 9 (2): 73-79, 2004.
13. Ceredo, E.; Montoya, J. Recuperación de piezas de hierro colado por soldadura. Tesis

de la Escuela Superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Unidad Azcapotzalco. Ciudad de México. 2016.

14. Collini, L.; Nicoletto, G.; Conecnák, R. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. *Materials Science and Engineering*. 488 (122): 529-539, 2008.
15. Chavez, M.; Amaro, A.; Flores, C.; Juarez, A.; González-Rivera, N. Thermal analysis of gray and nodular eutectic cast iron. México D.F., México. *Trans Tech Publications, Switzerland*, Vol. 509, 2006.
16. Cho, I.; Hong, C. Evaluation of heat transfer coefficient at the casting/die interface in squeeze casting, *Int. Jour. Cast Met. Res.* 14 (9): 227-232, 1996.
17. Craig, D.; Hornung, M.J.; McCluhan, T. En *ASM Metals HandBook Volume 15, Casting*. Metals Park, OH: ASM International, 2002.
18. Dardati, P. Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil. Córdoba, España: Universidad Nacional de Córdoba, 2005.
19. Delvasto, P.; Vásquez, E.; Sánchez, G.; Torres, F.; Quintero, O. Enfriamiento de líquido hipereutéctico Fe-C-Si: análisis de datos temperatura – tiempo. *Revista de Metalurgia*, 2011.
20. Dullaert, K.; Mewis, J. Thixotropy: Build-up and breakdown curves during flow. *J. Rheol.*, 49, 1213. 2005.
21. Ecob, C. A review of common metallurgical defects in ductile cast iron, Fecha de consulta: Enero 2010.
22. Elmquist, L.; Diószegi, A.; Björklind, T. On the formation of shrinkage porosity in gray iron castings. Dept. of Mechanical Engineering/Material and Manufacturing, Jönköping University, Suecia, vol 457, 2011.
23. Elmquist, L.; Soivio, K.; Diószegi, A. Cast iron solidification structure and how it is related to defect formation. Jönköping University, Dept. of Mechanical Engineering/Materials and Manufacturing - Casting, Sweden, 2014.
24. Enrique, F. Manual del fundidor. Edit. Cient. Técnica. Ciudad Habana. 2012, pág 143.
25. Gómez, F. Manual del fundidor. 2da Edic. Edit. Cient. Técnica. Ciudad Habana. 2013.
26. Graw, H. Best Seller International, S.A., Santafé de Bogotá, Colombia, 2000.
27. Gregorutti, R.; Grau, J. Mechanical properties of compacted graphite cast iron with different microstructures. *International Journal of Cast Metals Research*, 27 (5): 275-281, 2014.

28. Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M.; Biltgen, G. A Mechanical properties model for ductile iron. *AFS Transactions*. 105 (25): 47-54, 1997.
29. Guzik, E.; Kopyciński, D. Modeling structure parameters of irregular eutectic growth: modification of magnin–kurz theory. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A (10): 3057-3067, 2006.
30. Hecht, R., Dinwiddie, R.; Wang, H. The effect of graphite flake morphology on the thermal diffusivity of gray cast irons used for automotive brake discs. *Journal of Materials Science*. 34 (19): 4775-4781, 1999.
31. Holmgren, D.; Diószegi, A.; Svensson, I. Effects of carbon content and solidification rate on thermal conductivity of grey cast iron. *China Foundry*, 4 (3): 210-214, 2007.
32. Howard, B. *A Handbook of Elementary Rheology*. Cambrian Printers, 2000.
33. Il'inskii, V.; Zhukov, A.; Kostyleva, L.; Abdullaev, É. Recent advances in graphitization theory. Relation between primary and secondary crystallization of graphitizing iron-carbon alloys. *Metals Science and Heat Treatment*. 30 (10): 737-744, 1988.
34. Jabbari, M.; Hosseinzadeh, A. Numerical modeling of coupled heat transfer and phase transformation for solidification of the gray cast iron. *Computational Materials Science*, 68 (6): 160-165, 2013.
35. Jackson, K.; Hunt, J.; Lamellar and rod eutectic growth. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 236 (140): 1129-1142, 1966.
36. Janowak, J.; Gundlach, R. Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII-segunda etapa- mayo-junio, 1987.
37. Jiyang, Z. *China Foundry*, Special Report. 6 (1): 57-69, 2009.
38. Joly, P.; Mehrabian, R.; Mater, J.; Flemings, M. *Metall. Trans. Sci.* 1, 1976.
39. Kapturkiewicz, W.; Fraś, E.; Burbelko, A. Modeling the kinetics of solidification of cast iron with lamellar graphite. *Archives of Metallurgy and Materials*, 54 (2): 369-380, 2009.
40. Kermanpur, A.; Mahmoudi, S.; 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.
41. Kim, S.; Cockcroft, S.; Omran, A. Optimization of the process parameters affecting the microstructures and properties of compacted graphite iron. *Journal of Alloys and*

- Compounds, 476 (1): 728-732, 2009a.
42. Kim, S.; Cockcroft, S.; Omran, A.; Hwang, H. Mechanical, wear and heat exposure properties of compacted graphite cast iron at elevated temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 487 (1): 253-257, 2009b.
  43. Korolczuk-Hejnak, M.; Migas, P. Analysis of selected liquid steel viscosity. *Archives of Metallurgy and Materials*. 57 (4): 963-969, 2012.
  44. Khakimov, O.; Tyagunov, G.; Baryshov, E.; Kostina, T.; Baum, B.; Silin, A. Effect of melt state on the solidification of Fe-C-Si alloys. *Russian Metallurgy*. 6 (1): 9-12, 1995.
  45. Khakimov O.; Tyagunov G.; Baryshov, E.; Kostina, T.; Baum, B.; Silin, A. Effect of melt state on the solidification of Fe-C-Si alloys. *Russian Metallurgy*. 6 (1): 9-12, 1995.
  46. Korolczuk-Hejnak, M.; Migas, P. Analysis of selected liquid steel viscosity. *Archives of Metallurgy and Materials*. 57 (4): 963-969, 2012.
  47. Krishna, P.; Bilkey, K.; Hao, S.; Pehlke, R. Development of a heat transfer coefficient evaluator, *AFS Trans*. 112 (24): 1-8, 2004.
  48. Kumar, V.; Kumar, A. simulation of cooling rate of gray cast iron casting in a sand mold and its experimental validation. *Materials Science Forum*, 710:208-213, 2012.
  49. Larrañaga, P.; Sertucha, J. Estudio térmico y estructural del proceso de solidificación de fundiciones de hierro con grafito laminar. *Revista de Metalurgia*, 46 (4): 370-380, 2010.
  50. Liu, X.; Takamori, S.; Osawa, Y. The Effect of Aluminum Addition on the Damping Capacity of Cast Iron. *Journal of Materials Science*, 39 (19): 6097-6099, 2004.
  51. Magnin, P.; Kurz, W. Competitive growth of stable and metastable Fe-C-X eutectics: Part II. Mechanisms. *Metallurgical Transactions A*, 19 (8): 1965-1971, 1988.
  52. Maijer, D., Cockcroft, S.; Patt, W. Mathematical modeling of microstructural development in hypoeutectic cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A (8): 2147-2158, 1999.
  53. Mezger, T. *The rheology handbook. For users of rotational and oscillatory rheometers.* 2nd edition, Vincentz Network GmbH & Co. KG, Hannover, 171-172 (2006).
  54. Migas, P.; Karbowniczek, M. Interactions between liquid slag and graphite during the reduction of metallic oxides, *Archives of Metallurgy and Materials*, Polish Academy of Sciences, Committee of Metallurgy, Institute of Metallurgy and Materials Science 55, 1147-1157, 2010.

55. Moffat, W.; Pearsall, G.; Wulf, J. *The Structure and Properties of Materials*, Vol. 1, Structure, p. 195, 2001.
56. Mujumdar, A.; Beris, A.; Metzner, A. Transient phenomena in thixotropic systems. *J. Non-Newtonian Fluid Mech.*, 102, 157. 2002.
57. Navas, M.; Batista, C. *Producción de hierro en cubilote*. Univ. Holguín. 2014. p 100.
58. Neumann, F.; Dötsch, E. Thermodynamics of Fe-C-Si melts with particular emphasis on behavior of carbon and silicon. *The Metallurgy of Cast Iron*, Georgi Pub. Co, 31-55, 1975.
59. Okamoto, H. ASM (American Society Materials). *Phase Diagrams for Binary Alloys*. ASM International. United States of America 2000.
60. Olsen, O.; Hartung, C.; Ecob, C. *Common Metallurgical in Grey Cast Iron*, Fecha de consulta: Enero de 2010.
61. Pero-Sanz, J. *Fundiciones férreas*. Primera Edición. Edit. Dossat. España. 1994. 74-83.
62. Pico, L.; Etse, G. Análisis del comportamiento del parámetro viscoso en metales sometidos a estados de cargas mecánicas y térmicas. *Mecánica Computacional*. XXVIII (IV): 1919-1939, 2009.
63. Pina, J.; Kouznetsova, V.; Geers M. Thermo mechanical analyses of heterogeneous materials with a strongly anisotropic phase: the case of cast iron. *International Journal of Solids and Structures*, 63 (3): 153-166, 2015.
64. Quintero, S. *Principios de tecnología de fundición*, Editorial Equinoccio. 2009.
65. Quintero, S. Características microestructurales de una aleación comercial de hierro nodular. *Rev. Latinoamericana de Met. Mat.* 27 (1): 28-39, 2007.
66. Rivera, G. *Estructura de solidificación de fundiciones de hierro con grafito*. 2000.
67. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. *Reveling and characterizing solidification structure*. National University of Mar de la Plata: Maney Publishing, June 2002, Vol. 18.
68. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. Solidification of gray cast iron. *Scripta Materialia*, 50 (3): 331-335, 2004.
69. Salas-Barba, H. *Determinación de los parámetros de fluidez y llenado de moldes de fundición de aleaciones de aluminio-silicio*. Tesis para la obtención del título de: Ingeniero Mecánico. Escuela Superior Politécnica de Chimborazo, 2009.
70. Sánchez-Figueroa, R.; Oviedo-Fierro, F.; Cárdenas, V. Obtención de fundidos metálicos por el método de vertido dinámico, en VI Conferencia Científica

Internacional de la Universidad de Holguín, Holguín, Cuba, 2013.

71. Shaha, S.; Haque, M.; y Maleque, M. Prediction of heat flow through sand mould and its verification on the structure and property of gray cast iron. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 5 (2): 208-213, 2010.
72. Spencer, D.; Mehrabian, R.; Flemings, M. *Metall. Trans.* 3 (1): 1925-1932, 1972.
73. Stefanescu, D. Classification and basic metallurgy of cast iron. En *ASM Metals HandBook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. Metals Park, OH: ASM International, p. 34, 2005.
74. Stefanescu, D.; Alonso, G.; Larranaga, P.; de la Fuente, E.; Suarez R. On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts, *Acta Materialia*. 107 (54): 102-126, 2016.
75. Streeter, W. *Mecánica de los fluidos*. México. Ed. McGraw, 1984.
76. Streeter, V., Benjamin, E.; Bedford, K. *Mecánica de fluidos*. Novena Edición. 1984.
77. Taha, M.; Mahallawy, N.; Sabbagh, A.; Benawy, T.; Hadla, H. Prediction of hypoeutectic gray iron microstructure during solidification and solid transformation using simple Fourier model. *Key Engineering Materials*, 457 (122): 293-298, 2011.
78. Tiryakioglu, M.; Askeland, D.; Ramsay, C. *AFS Trans.* 17-25, 1994.
79. Trepczyńska-Lent, M. Directional Solidification of ledeburite. *Archives of Foundry Engineering*. 13 (3): 101-106, 2013.
80. Urrutia, A.; Celentano, D.; Gunasegaram, D.; Deeva, N. Simulación térmico-microestructural del proceso de enfriamiento de la fundición gris. *Mecánica Computacional Vol XXXII*, págs. 2585-2608, 2013.
81. Vikhansky, A. Lattice-Boltzmann method for yield-stress liquids. *J. Non-Newtonian Fluid Mech.*, 155, 95. 2008.
82. Verhoeven, J. *Metallurgy of steel for bladesmiths & others who heat treat and forge steel*. 2005.
83. Wang, H.; Liu, Z. The forchheimer equation in two-dimensional percolation porous media. *Physical A: Statically and Theoretical Physics*, 337 (110): 3-4, 2004.
84. Wen-Qi, Z.; Zhi-Guo, Z.; Hao, Y.; Wei L. Effect of vibration frequency on microstructure and performance of high chromium cast iron prepared by lost foam casting. *China Foundry*. 13 (4): 248-255, 2016.
85. Zhi, X.; Liu, J.; Xing, J.; Ma, S. Effect of cerium modification on microstructure and

- properties of hypereutectic high chromium cast iron. *Materials Science & Engineering A*. 603 (223): 98-103, 2014.
86. Zalkin, V.; Kraposhin, V. Structure of iron-carbon melts. About stability of cementite in melts. *Metals Science and Heat Treatment*. 52 (1-2): 3-6, 2010.
87. Zhang, W.; Song, D.; Zhang, H.; Li, D.; Yuan, X.; Qiu, K. Microstructures and formation mechanism of hypoeutectic white cast iron by isothermal electromagnetic rheocast process. *Research & Development*. 7 (2): 113-116, 2010.