



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA  
DEPARTAMENTO DE METALURGIA**

# **DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES DE UNA FUNDICIÓN BLANCA DEL TIPO ASTM A 532 CLASE III TIPO A**

**Tesis en opción al título de Ingeniero Metalúrgico**

Autora: Betsy Bárbara Giraldo Reyes

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

**Moa /2022**



## **Declaración de autoridad**

**Yo:** Betsy Bárbara Giraldo Reyes

Autora de esta tesis de Ingeniería, certifico su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez” la cual podrá hacer uso de la misma con la finalidad que estime conveniente.

---

Betsy Bárbara Giraldo Reyes

---

Dr. C. Tomás Fernández Columbié



## **Agradecimientos**

*A Jehová, Dios todo poderoso, por concederme el amor y protección en todo momento.*

*A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos durante el transcurso de mi carrera como Ingeniera Metalúrgica.*

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

*A mis familiares por su constante preocupación y por haberme apoyado en los momentos malos y buenos de mi vida en que más los necesitaba.*

*A mi marido, pues a ti te debo por el apoyo, el amor y todo lo que has luchado a mi lado para que hoy yo pueda lograr mi sueño.*

*A mis compañeros de aula, como los de todos esos tiempos de convivencia de los cuales muchos de esos se han convertidos en amigos y hermanos verdaderos, agradezco por el empuje y la constancia mostrada durante todo este período de formación.*

*A la Revolución Cubana, por darme la oportunidad de convertirme en profesional.*

*A todos en general*

*Muchas Gracias.*



## **Dedicatoria**

*Quiero primeramente dedicar este trabajo a Dios Jehová por esta oportunidad que me ha concedido, por ayudarme y nunca desampararme, muchas gracias señor mío.*

*Dedicar a la memoria de mi padre, Frank Giraldo, por su ejemplo durante su presencia física en este mundo y sé que estará orgulloso por verme convertida en Ingeniera y a Yoelquis Reyes, mi reina, por su amor, por confiar y creer en mí, porque a pesar de las dificultades de la vida siempre me haz sabido enseñar a salir adelante y no rendirme nunca.*

*A mis abuelos Maritza y José Ruiz, que con la sabiduría de Dios me han enseñado a ser quien soy hoy. Gracias por su paciencia, por enseñarme el camino de la vida, gracias por sus consejos, por el amor que me han dado y por su apoyo incondicional en mi vida.*

*A mis hermanas Vanessa y Anyell Islen que en el día a día con su presencia, respaldo y cariño me impulsan para salir adelante.*

*A mi padrastro Maikel Santisteban y su familia, la cual también se han convertido en mi familia por su apoyo en todo momento.*

*A mi marido, Ngombo Ambrósio Dombaxe Rafael, por haber estado siempre en las buenas y las malas, por tenerme tanta paciencia, por darme su amor todos los días, lo que me motiva a cumplir todo lo que me proponga.*

*Al profesor Tomás por su incondicional apoyo.*



## **Pensamientos**

*Es de Joven Triunfar”*

*Si no somos capaces de soportar un sacrificio, tampoco*

*Seremos capaces de obtener una victoria...*

*Lo único que nos hace diferente a los demás, Es salvar*

*Nuestros estudios...*

*En nuestras manos y nuestra mente está el futuro que hoy*

*Dice PRESENTE.*

*“No pretendamos que las cosas cambien si siempre hacemos lo mismo”.*

*“No necesito saberlo todo. Tan sólo necesito saber dónde encontrar lo que me haga falta, cuando lo necesite”.*

**Albert Einstein**



## **TABLA DE CONTENIDOS**

	<b>Pág</b>
<b>RESUMEN</b>	<b>I</b>
<b>INTRODUCCIÓN</b>	<b>I</b>
<b>CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS</b>	
1.1. Introducción	4
1.2. Estructura y propiedades de la fundición	4
1.2.1. Clasificación y características de las fundiciones blancas	7
1.2.2. Desgaste abrasivo en los hierros alto cromo	9
1.2.3. Resistencia al desgaste abrasivo en los hierros blancos	12
1.3. Influencia de la dureza en los hierros fundidos	15
1.4. Efecto de composición química en la microestructura y las propiedades mecánicas	16
1.4.1. Morfología de los carburos eutécticos $M_7C_3$	18
1.5. 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. Diseño del sistema de colada	23
2.2.2. Composición química estándar de la fundición blanca	25
2.3. Cálculo del carbono equivalente	25
2.4. Preparación metalográfica	29
2.4.1. Observación con microscópica óptica	31
2.4.2. Ensayos de microdureza	33
2.4.3. Zonas para la medición de la microdureza	34
2.5. Medición de las tensiones por el método difractométrico	34
2.5.1. Evaluación de las microdeformaciones	35
2.6. Diseño de experimentos	38
2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión	39
2.6.2. Cálculo de la varianza	39
2.7. Conclusiones del capítulo	41



---

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

3.1. Introducción	42
3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida	42
3.2.1. Resultados del carbono equivalente y la solidificación en la fundición blanca	43
3.3. Análisis del comportamiento microestructural en la muestra 1	45
3.3.1. Comportamiento microestructural en la muestra 2	47
3.3.2. Microestructura de la muestra 3	48
3.4. Análisis de la microdureza	49
3.5. Análisis de las tensiones por difracción de rayos x	50
3.5.1. Comportamiento de las macro y microdeformaciones	50
3.5.2. Tamaño medio de la cristalita para la fundición alto cromo	56
3.5.3. Comportamiento de la deformación media de red	57
3.6. Procesamiento estadístico de los datos	58
3.7. Costos del proceso de fundición	60
3.7.1. Costos de la difracción	62
3.8. Incidencia en el impacto ambiental	63
3.9. Conclusiones del capítulo	64

### **CONCLUSIONES GENERALES**

### **RECOMENDACIONES**

### **REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS**



## RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo determinar el comportamiento de la fundición blanca del tipo ASTM A 532 que se elabora en la empresa "Comandante Gustavo Machin Hoed de Beche" para ser empleada en la fabricación de cuerpo de bomba centrífugas por su elevada dureza ante el desgaste abrasivo. Se realizó el proceso de fundición en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, donde la carga seleccionada fue a partir de chatarra y palanquilla y se analizaron tres muestras obtenidas del proceso de fundición. En el análisis microestructural se determinó que las morfologías presentes en las mismas eran el carburo eutéctico del tipo  $Cr_7C_3$  y la presencia de martensita, microconstituyentes que presentan elevada dureza, así como la presencia de austenita dendrítica y austenita retenida, que le infieren a la fundición una alta resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque. Se determinó a través de los perfiles de dureza que los mismos son de 645 y 685 HV, estos están entre los parámetros establecidos por las normas ASTM A 532 y caracteriza la fundición como clase 3 tipo A y estas propiedades establecidas permiten plantear que la fundición blanca puede ser empleada en cuerpo de bombas centrífugas en la industria minera. Se establece el análisis económico, así como el impacto medio ambiental del proceso de fundición.



## **ABSTRACT**

The objective of the work is to determine the behavior of white cast iron of the type ASTM A 532 that is produced in the company "Comandante Gustavo Machin Hoed de Beche" to be used in the manufacture of centrifugal pump bodies due to its high hardness against wear. abrasive. The casting process was carried out in an induction furnace with a high frequency crucible, where the selected load was from scrap and billet and three samples obtained from the casting process were analyzed. In the microstructural analysis it was determined that the morphologies present in them were the eutectic carbide of the Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> type and the presence of martensite, microconstituents that present high hardness, as well as the presence of dendritic austenite and retained austenite, which infer to the foundry a high resistance to abrasive wear without being subjected to high impact requirements. It was determined through the hardness profiles that they are 645 and 655 HV, these are among the parameters established by the ASTM A 532 standards and characterize the cast iron as class 3 type A and these established properties allow to state that the white cast iron can be used in the body of centrifugal pumps in the mining industry. The economic analysis is established, as well as the environmental impact of the casting process.



## INTRODUCCIÓN

La actualización de procesos productivos y el mejoramiento de equipos mineros permiten aumentar la productividad, disminuir el costo base de producción y de tiempos improductivos producto de las fallas en componentes, aumentando la vida útil de los equipos. Es por esta razón que, a la par de las mejoras tecnológicas de procesos productivos, se vuelve esencial que las aleaciones utilizadas sean mejoradas, es decir, se debe estudiar y optimizar sus propiedades.

Las fundiciones blancas o hierros blancos de alta aleación son utilizados generalmente en equipos que presentan una alta exigencia de resistencia al desgaste, puesto que, presentan excelentes propiedades bajo este tipo de sollicitación mecánica. Sin embargo, las exigencias a las cuales están sometidos los componentes de un equipo minero, requieren un entendimiento de las condiciones operacionales y de las propiedades físicas, químicas y metalúrgicas de la aleación.

Los hierros blancos alto cromo son conocidos por ser resistentes al desgaste, razón para que sean utilizados en diferentes aplicaciones donde se requiere una elevada resistencia al desgaste severo, lo que hace a estos materiales de importancia industrial. Químicamente son básicamente formados por una combinación de hierro, carbono y cromo, que en aras de incrementar aún más su dureza se adicionan elementos formadores de carburos más duros que el eutéctico.

Las ferro aleaciones aportan elementos formadores de carburos que se emplean en la fabricación de hierros blancos alto cromo, pero en el proceso de obtención de estas se generan contaminantes que afectan al agua, al aire y a la tierra, causando daños al manto freático y a la atmósfera. Al modificar su microestructura se puede contribuir en alargar su vida útil lo que contribuye en lo ecológico, social y económico, garantizando, además que los procesos de fabricación en la industria sean más rentables desde el punto de vista contable.

Las fases que forman la microestructura de los hierros blancos consisten en una matriz austenítica con cierta cantidad de martensita y carburos eutécticos bien distribuidos. Su microestructura es dependiente de su composición química y espesor de la pieza solidificada, por lo que existen alternativas para conseguir que la resultante posea características adecuadas para lograr una buena combinación de dureza y resistencia al desgaste. Una de las técnicas utilizadas en el mundo, es utilizar materiales con elevados porcentajes de cromo, ya que presentan elevada dureza y resistencia al desgaste abrasivo. Este tipo de hierro aleado tiene el inconveniente de ser muy poco maquinable.



La presencia de los elementos de aleación, generan cambios importantes en su morfología y composición de los carburos presentes y a su vez producen cambios en la estructura de la matriz y de sus microconstituyentes. Dichos cambios en la estructura de la fundición afectan directamente las propiedades mecánicas y químicas del material, haciendo a los hierros blancos altamente versátiles.

La **situación problemática** de la investigación:

La producción de hierro fundido es uno de los principales renglones en la UEB de fundición en la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche; su importancia radica en lo significativo de su aporte al proceso productivo de otros sectores industriales como la minera para la fabricación de equipos, a quienes provee piezas que luego son ensambladas y empleadas como componentes; piezas que adquieren su forma definitiva directamente por colada. Por otro lado, las fundiciones blancas son conocidas por su elevada dureza y resistencia al desgaste. Sin embargo, una de las limitaciones de esta entidad radica en la determinación de sus propiedades luego de obtenida la aleación, por lo que con la determinación de las mismas se podría minimizar defectos que surgen durante el proceso, con lo cual se garantizaría la fiabilidad del proceso productivo, con el mejoramiento del tecnológico, del económico y el ambiental.

El **problema a investigar** lo constituye:

Aún no se precisan las propiedades físicas metalúrgicas y mecánicas de una fundición blanca alto en cromo del tipo ASTM A 532 clase III tipo A obtenida por proceso de colada, las cuales pueden ser determinada a través de su comportamiento microestructural, su dureza y las tensiones de 1er género.

El **objeto de la investigación** es: la metalurgia física de la aleación alto en cromo del tipo ASTM A 532 clase III tipo A, luego del proceso de fundición.

El **campo de acción**: comportamiento de las propiedades mecánicas y metalúrgicas de la aleación alto en cromo del tipo ASTM A 532 clase III tipo A, luego del proceso de fundición.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: dado que, en términos generales la resistencia a desgaste de un metal o aleación depende de su dureza y características micrográficas como tamaño, forma, distribución, fracción volumétrica de carburos y espesor de las dendritas, es posible predecir el comportamiento de una fundición blanca alto en cromo



ASTM A 532 clase III tipo A, caracterizándola mediante su microdureza, composición química, metalográficos, análisis de imagen y difracción de rayos X.

En correspondencia con la hipótesis planteada se define como **objetivo** del trabajo:

Determinar las propiedades físicas metalúrgicas mecánicas en función de la microestructura y las tensiones de 1er género de la fundición blanca alto en cromo del tipo ASTM A 532 clase III tipo A, obtenida por proceso de colada y empleada en la industria minera en condiciones de desgaste.

### **Objetivos específicos**

1. Definir las regularidades del comportamiento microestructural, las propiedades físico-mecánica de la fundición blanca alto en cromo ASTM A 532 clase III tipo A, luego de ser obtenida por proceso de fundición.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar las variaciones metalúrgicas macro y microestructurales de la fundición blanca alto en cromo ASTM A 532 clase III tipo A, luego de ser obtenida por proceso de fundición.
3. Establecer a partir de las regularidades físicas metalúrgicas y mecánicas obtenidas como: comportamiento microestructural, de microdureza y de las tensiones de 1er género, de la fundición blanca alto en cromo ASTM A 532 clase III tipo A, luego de ser obtenida por proceso de fundición.

Para dar cumplimiento a los objetivos propuestos se plantean las siguientes **tareas** del trabajo

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de resultados y obtención de las regularidades metalúrgicas del comportamiento microestructural, de microdureza y de las tensiones de 1er género de la fundición blanca alto en cromo ASTM A 532 clase III tipo A, obtenida por proceso de fundición.
4. Fundamentación del proceso metalúrgico físico que conduce a la determinación de las propiedades físico metalúrgicas y mecánica de la fundición blanca alto en cromo ASTM A 532 clase III tipo A, obtenida por proceso de fundición.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de fundición.

# **Capítulo 1**

## **Marco teórico de la investigación**



## CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

### 1.1. Introducción

Las propiedades y el comportamiento de las fundiciones durante su manufactura y el desempeño durante su vida de servicio, dependen de su composición, estructura, historia de procesamiento y del tratamiento térmico al cual han sido sujetos. Propiedades básicas importantes como la resistencia, la dureza, la ductilidad y la tenacidad, son influenciadas de manera importante y modificadas por elementos de aleación y por procesos de tratamientos térmicos. Las blancas aleadas con cromo son productos demandados por las industrias minera, mineralúrgica, siderúrgica y cementera, en virtud de su alta dureza, resistencia a la abrasión y resistencia a la oxidación y corrosión, que se obtienen por moldeo y se caracterizan por poseer unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítica.

El capítulo tiene como objetivo establecer las características fundamentales de las fundiciones blancas de alto cromo, relacionada con su microestructura de colada, dureza y las tensiones de 1er género para ser empleada en medios expuestos a desgastes.

### 1.2. Estructura y propiedades de la fundición

La industria de la producción de hierro fundido es una de las principales a nivel internacional. Anualmente son producidas piezas que son ensambladas y empleadas como componentes de equipos y maquinarias. Esta producción es el triple al resto de los metales ferrosos y no ferrosos juntos, superado solo por la producción de acero laminado. Según Walton (1981); Guirshovich (1966) el término de hierro fundido es aplicado a una familia de aleaciones ferrosas que contienen más del 2 % de carbono. Incluye al hierro gris, el maleable, el dúctil (conocido como nodular), el blanco, con elevado nivel de aleación y con grafito compacto.

En las especificaciones dadas por la ASTM A 532 clasifican a los hierros de alta aleación en un grupo independiente y proponen entre ellos a los hierros blancos al cromo-níquel, que son conocidos también como Ni-Hard (tipos del 1 al 4) y contienen contenidos de cromo bajos (de 3 a 5 % de níquel y de 1 a 4 % de cromo, con una modificación en la que el cromo se eleva de 7 a 11 % de cromo), hierros al cromo-molibdeno, que contienen de 11 a 23 % de cromo y hasta el 3 % de molibdeno y adicionalmente se adicionan níquel o cobre.

Al analizar la influencia de las aleaciones Niu *et al.* (2003); Sánchez *et al.* (2007) consideran que, los hierros blancos aleados ofrecen 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.

En su microestructura los hierros blancos contienen una proporción significativa de fases de carburos duros (figura 1.1a y 1.1b). La naturaleza reflectante de estos carburos en las superficies de fractura de las fundiciones blancas brinda una apariencia característica de fractura "blanca", de donde proviene su designación. Lo más significativo es que estos carburos pueden proporcionar excelente resistencia a la abrasión.

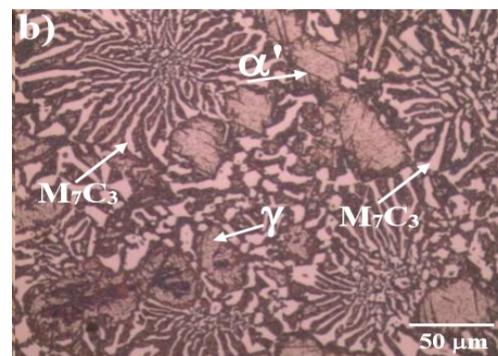
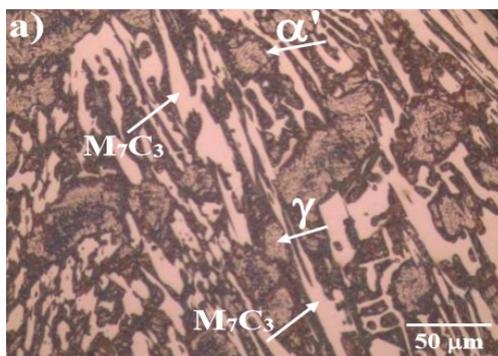


Figura 1.1a. Carburos en forma de barra.

Figura 1.1b. Carburos en forma de rosetas.

Se puede observar diferentes morfologías de las colonias eutécticas, donde predominan los carburos eutécticos que tienen forma de barras (figura 1.1a) y en el caso de la figura 1.1b eutécticos como rosetas. Estos carburos tienen la característica de encontrarse alineados radialmente desde el centro hacia el exterior de la muestra ya que crecen en sentido contrario a la dirección de extracción de calor.

Filipovic *et al.* (2012) atribuyen este efecto a la segregación de elementos de aleación en el líquido. Cuando se lleva a cabo la solidificación, la segregación de soluto influencia la nucleación y la cinética de crecimiento debido a que genera un subenfriamiento constitucional además de limitar el crecimiento en ciertas direcciones. A partir que existen diferencias en la composición del líquido en un área determinada, el subenfriamiento constitucional y la velocidad de crecimiento son diferentes, y trae consigo diferencias morfológicas de crecimiento de las colonias eutécticas.

El tipo de matriz, así como forma y distribución de la fase carburo afectan significativamente en la resistencia al desgaste (Sare, 1979; Tabrett *et al.*, 1996). Los carburos eutécticos  $M_7C_3$  poseen una elevada dureza por lo que contribuyen a incrementar la del hierro mediante el



incremento de su fracción de volumen (Kim *et al.*, 2006). Sin embargo, además de la dureza del carburo (Tabrett *et al.*, 1996; Filipovic *et al.*, 2013a), su morfología (Doğan, 1996; Wiengmoon *et al.*, 2011), tamaño e incluso su orientación en la aleación (Doğan y Hawk, 1995; Coronado, 2011) pueden presentar un efecto significativo en el desempeño al desgaste de este tipo de aleaciones. Un incremento en el volumen de carburos trae consigo una disminución en el de la matriz, lo cual reduce a su vez la tenacidad de la aleación (Sare, 1979; Sare y Arnold, 1995; Kootsookos y Gates, 2008), esto pone de manifiesto el papel de estos como favorecedores de la dureza, pero también responsables de la fragilidad de estos hierros.

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

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

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

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



### 1.2.1. Clasificación y características de las fundiciones blancas

La fundición blanca se forma, cuando la mayor parte del carbono en el hierro moldeado forma carburo disuelto o cementita ( $Fe_3C$ ) en vez de grafito durante la solidificación. Para que el carbono se mantenga en forma de carburo de hierro en estas fundiciones el contenido de carbono y silicio deben mantenerse relativamente bajos de 2,5 a 3 % de C y de 0,5 a 1,5 % de Si), así como una elevada velocidad de solidificación. Se utiliza por su resistencia al desgaste y a la abrasión. El contenido de carburos de hierro en su estructura es la principal responsable de su resistencia al desgaste (Smith, 2004; Bedolla-Jacuinde, 2015b). Un grupo con elevado contenido de cromo de 25 a 28 %, los cuales pueden ser aleados además con otros elementos como el molibdeno y/o níquel hasta 1,5 %. En la tabla 1.1 se muestra la clasificación de las fundiciones blancas resistentes al desgaste.

Tabla 1.1. Composición química y dureza de hierros blancos alto en cromo

Fuente: ASTM A 532 (2010)

Clase	Tipo	C	Si	Cr	Mo	Ni	Mn	Dureza HB
Alto Cr	ASTM A 532 II A	2,4-2,8	1,00 máx	12	0,5-1,0	0,5 máx	0,5-1,5	400-700
Alto Cr	ASTM A 532 II B	2,4-2,8	1,00 máx	15	0,1-0,3	0,5 máx	0,5-1,5	400-700
Alto Cr	ASTM A 532 II C	2,8-3,6	1,00 máx	15	2,3-3,5	0,5 máx	0,5-1,5	400-700
Alto Cr	ASTM A 532 II D	2,0-2,6	1,00 máx	20	1,5 máx	1,5 máx	0,5-1,5	400-700
Alto Cr	ASTM A 532 II E	2,6-3,2	1,00 máx	20	1,0-2,0	1,5 máx	0,5-1,5	400-700
Alto Cr	ASTM A 532 II A	2,3-3,0	1,00 máx	25	1,5 máx	1,5 máx	0,5-1,5	400-700
La dureza dependerá del tratamiento térmico								

Estos tipos de fundiciones se caracterizan por los carburos eutécticos  $M_7C_3$  duros, relativamente discontinuos, presentes en su estructura, al contrario de los carburos eutécticos  $M_3C$  más suaves, más continuos presentes en las fundiciones aleadas que poseen menos cromo. Con pocas excepciones, estas aleaciones son producidas como compuestos hipoeutécticos (Wiengmoon, 2005; Xiaojun, 2007).

Su fabricación es para exponerla a la acción simultánea de dos acciones: abrasión y corrosión, las cuales tienen características peculiares, ya que el fenómeno de desgaste resulta incrementado por estas dos formas. El efecto inhibitor o pasivante del cromo en cuanto a la corrosión, producido por la capa de óxido, se ve continuamente removido por la acción del desgaste abrasivo. Según la ASTM (2010) se mejora la resistencia a la abrasión a medida que hay una mayor presencia en la microestructura de carburos de cromo, que presenta un rango de dureza de 1 500-1 800 HV, superior al de la cementita que es de 1 200-1300 HV. A mayor



presencia de carburos de Cr habrá un menor desgaste. Por otra parte, se deberá mantener un alto tenor de Cr en la matriz para permitir un aceptable comportamiento a la corrosión.

El efecto de desgaste abrasivo sobre la capa protectora de pasivación generada por el cromo va restando efectividad a la resistencia a corrosión, provocando que se genere una nueva capa de óxido de cromo. En una estructura heterogénea como es la que resulta en estas aleaciones, con diferencias de composición fuertes entre la matriz y los precipitados de carburos, darían origen a una mayor sensibilidad a la corrosión por esas diferencias de composición. Es por ello, que se utilizan normalmente en estado de temple y revenido. Este tratamiento generará tensiones en la matriz que pueden ser fuente de nuevas acciones de corrosión debido a las tensiones internas provocadas en el tratamiento.

Bedolla-Jacuinde (2005a), estudió mediante técnica de microscopía electrónica de barrido, la naturaleza de la nucleación y el crecimiento de carburos  $M_7C_3$  en hierros blancos de alto cromo durante la solidificación, utilizó diferentes composiciones químicas hipoeutécticas. Observó en estas aleaciones que, inicialmente los carburos se encuentran en forma de barras, posteriormente la unión de esta forma placas o morfologías más complejas; esto debido a la dirección preferida de crecimiento de estos carburos, fenómeno que ocurre comúnmente en fundiciones grandes donde la solidificación direccional es demasiado limitada.

Para mejorar las propiedades mecánicas de estas aleaciones se puede modificar la microestructura, una de las formas es adicionando elementos formadores de carburos. En la literatura han sido reportados diferentes elementos formadores de carburos como tungsteno (Sawamoto *et al.*, 1986; Anijdan *et al.*, 2007), niobio (Filipovic *et al.*, 2013b), vanadio (Filipovic y Romhanji, 2011) con el propósito de mejorar las características de desgaste de estos hierros. La adición de un elemento que se combine con el carbono para formar un carburo diferente a la cementita, con una mayor dureza y una morfología más favorable (menos interconectados), y que además reduzca el contenido de carbono en la matriz, puede generar simultáneamente una mejora tanto en la tenacidad como en la resistencia al desgaste del hierro (Filipovic *et al.*, 2013b). Si se controla la morfología de los carburos y la estructura de la matriz, se puede incrementar la vida útil de estos materiales.

En el trabajo realizado por Bedolla-Jacuinde (2005b), sobre el efecto de la adición de titanio (hasta 2 % en peso) en un hierro blanco alto cromo; obtuvo seis aleaciones con diferentes cantidades de Ti. Demostró que tales adiciones en el material hicieron que partículas pequeñas



de carburo de titanio se precipitaran dentro de la austenita, promoviendo un refuerzo en la matriz y contribuyendo al aumento de la dureza del material. Concluye que, el titanio se puede utilizar como elemento de aleación con el fin de aumentar la dureza y, a su vez la resistencia al desgaste sin que la tenacidad se vea considerablemente afectada; esto debido a que el refuerzo de la matriz se compensó con una disminución en el volumen de carburos eutécticos.

### 1.2.2. Desgaste abrasivo en los hierros alto cromo

Consideran Verdeja y González (1996) que, este es uno de los efectos más destructivos a que están sometidos los aceros, el cual se puede definir como el deterioro a que están expuestos los mismos como consecuencia del uso o del medio ambiente y puede considerarse como un fenómeno superficial donde los esfuerzos tangenciales aunque producen ruptura de los enlaces atómicos no ocasionan, en general, la ruptura del cristal metálico, pues la sencillez y regularidad de la distribución atómica da lugar a que la red se restablezca a cada avance de un espacio interatómico, con lo que la cohesión se restablece y el efecto de los sucesivos deslizamientos produce una deformación plástica, estos esfuerzos normales al vencer la cohesión producen la ruptura total de la red cristalina, ya que ningún restablecimiento de la cohesión es posible.

Se ha determinado que el comportamiento ante el desgaste de los materiales y según Blau, (1992); Tylezak (1992); Courtney (2000); está influenciado por parámetros externos característicos al sistema (velocidad, tamaño y forma del material abrasivo, condiciones ambientales, condiciones de carga), así como por internos, que dependen de las características mecánicas de los constituyentes del tribosistema (microestructura, módulo de elasticidad, dureza y la tenacidad de fractura), sin embargo, la abrasión también depende del ángulo de impacto del abrasivo.

De acuerdo con Hutchings (2000); Allen *et al.* (2001), la acción y penetración de partículas libres de alta dureza producto del medio o del mismo proceso de desgaste en las capas superficiales de los elementos de máquina bajo la acción de asperezas o partículas y dependiendo de la forma y dimensiones de las mismas; así como de la relación de dureza, resistencia a la rotura y fluencia, módulo de elasticidad; de las condiciones del medio y de trabajo, de la carga aplicada y del tipo de elemento, se pueden presentar diferentes mecanismos del desgaste abrasivo.

El desgaste corresponde a la alteración de una superficie sólida por la pérdida o desplazamiento progresivo de material producto del movimiento relativo entre una superficie y

una o varias sustancias. El abrasivo es un mecanismo específico de desgaste, en el cual partículas duras o protuberancias de una superficie son forzadas a moverse sobre otra sólida, produciendo una pérdida de material (Stachowiak, 2016). En la figura 1.2 se muestra la ocurrencia de este fenómeno.

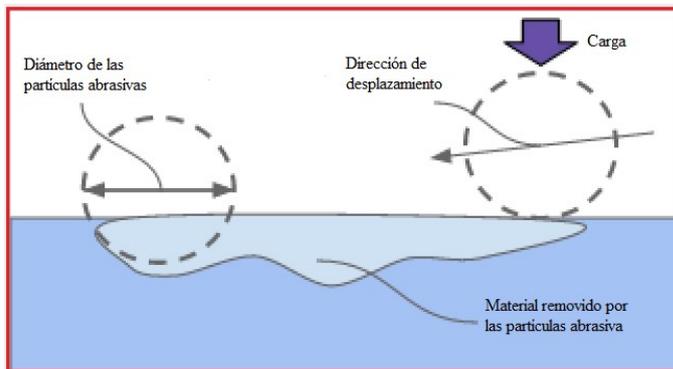


Figura 1.2. Proceso de desgaste abrasivo. Fuente: Stachowiak (2016).

Las partículas duras que realizan la abrasión son conocidas como abrasivos, y su capacidad de causar desgaste se mide en un coeficiente conocido como abrasividad. La tasa de desgaste corresponde a la del material removido por unidad de medición seleccionada. Los rangos de desgaste en la abrasión de tres cuerpos, son generalmente más bajos que en el sistema de dos cuerpos (Zhang *et al.*, 2014).

Avner (1990) manifestó que, los hierros fundidos completamente blancos, tienen pocas aplicaciones en ingeniería debido a la fragilidad y falta de maquinabilidad; más se utiliza en casos donde la resistencia al desgaste es lo más importante y no requiere ductilidad. Por otro lado, Smith (2004) considera que, las fundiciones blancas se utilizan por su elevada resistencia al desgaste y a la abrasión.

La resistencia al desgaste abrasivo de estas fundiciones se puede mejorar mediante la aplicación de tratamientos térmicos que favorecen la transformación de austenita a martensita y la precipitación de carburos secundarios. Morales *et al.* (2010) presentaron un estudio sobre el efecto de la temperatura de desestabilización en un hierro blanco alto cromo; aplicó un tratamiento con permanencia del material a temperaturas a los 1 000 °C, lo cual permite la precipitación de carburos en la matriz austenítica con el fin de transformarla a martensita al momento del enfriamiento, mejorando así las propiedades mecánicas de la matriz.

El comportamiento alcanzado por Morales *et al.* (2010) al evaluarlo mediante un ensayo de desgaste abrasivo según la norma ASTM G 65; los resultados obtenidos mediante la



caracterización mecánica y microestructural permitieron concluir que, la resistencia a la abrasión (medida en términos de la pérdida de masa durante la prueba) mejoró al ser tratado térmicamente mediante un proceso de desestabilización a una temperatura determinada.

La propiedad principal de las fundiciones blancas que se correlaciona con la resistencia al desgaste, es la dureza. Heino (2007) evaluó los efectos de diferentes tratamientos térmicos en el comportamiento de la resistencia al desgaste de los hierros fundidos de alto cromo. Las muestras fueron sometidas a ensayo de desgaste pin on disc, concluyó que, la relación de austenita-martensita en la matriz del hierro afecta significativamente la resistencia a la abrasión, ya que esta depende en gran medida de las propiedades y la microestructura del material, así como de las condiciones de desgaste.

Coronado y Sinatora (2009) evaluaron la resistencia al desgaste abrasivo de una fundición blanca con diferentes tasas de solidificación (1,5 y 15 °C/s) en dos matrices diferentes, siendo una predominantemente austenítica y la otra martensítica. Las muestras con una velocidad de solidificación de 15 °C/s mostraron mayor dureza y una microestructura más refinada en comparación a las de 1,5 °C/s. Debido a su baja dureza y grado de deformación plástica, el material austenítico presentó agrietamiento y desprendimiento de carburos; a mayor tamaño de las partículas abrasivas, mayor es la penetración de estas en la matriz. El análisis de las superficies desgastadas mediante microscopía electrónica de barrido indicó mecanismos de desgaste abrasivo de microcorte y microfatiga.

Rahimipour (2006), en el comportamiento tribológico del hierro fundido blanco de alto cromo reforzado y no reforzado, concluye que, la adición de diferentes cantidades de titanio (Ti) y grafito provocó una matriz metálica compuesta de 22 % en peso de cromo (Cr); 2,5 % de carbono (C) y de 2 % a 16 % en volumen de carburo de titanio (TiC), condujo a un aumento en la resistencia al desgaste sin un aumento significativo en la dureza. Los mejores resultados lo obtuvieron a un 6 % en volumen de TiC. Un tratamiento térmico de temple posterior aumentó la resistencia debido a la presencia de carburo de cromo y martensita.

En cuanto a la influencia de los elementos de aleación, Niu *et al.* (2003); Sánchez *et al.* (2007) señalan 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 aleado se selecciona para obtener una distribución determinada en los carburos y una matriz que brinden una elevada vida de servicio y un costo efectivo.



Gatzanis (1993), en sus estudios sobre el empleo de diferentes aleaciones en equipos para la minería, ha investigado las propiedades de abrasión y corrosión del acero al cromo 9 %. Las mediciones de dureza en la superficie desgastada y en el resto del volumen del material no sobrepasaron una diferencia de 2 a 5 %, reflejo de la reducida habilidad de endurecimiento por deformación del material, precisa en esta fuente que es importante establecer que, durante el proceso de abrasión, la deformación del material y la fractura eventual ocurren en áreas muy localizadas bajo condiciones de altas presiones y altas razones de deformación.

Ball (1983); Lamparter (2000) han reportado que, con un incremento de un 30 % en la dureza provoca, un decrecimiento de un 10 % en la resistencia relativa a la abrasión de aceros de mediano contenido de carbono, ya que al presentar mayor dureza se hace más frágil. Zum-Gahr (1981) ha identificado la influencia de las propiedades en el desgaste abrasivo, tales como la dureza, el endurecimiento por deformación, la ductilidad, la anisotropía de los cristales y la inestabilidad mecánica al considerar que, la resistencia a la deformación elástica/plástica determina el área de contacto entre la partícula abrasiva y el material.

Las curvas de dinámica de desgaste permiten establecer el período de incubación en el que transcurre el endurecimiento por deformación y se acumula la suficiente energía para la fractura localizada, seguido de un periodo de desgaste acelerado donde ocurren las mayores pérdidas de material, y posteriormente el estado estacionario (Levin, 1995).

### **1.2.3. Resistencia al desgaste abrasivo en los hierros blancos**

En las fundiciones blancas, todo el carbono se encuentra combinado bajo la forma de cementita. Son normalmente aleaciones hipoeutécticas y se caracterizan por su dureza y resistencia al desgaste, siendo sumamente quebradizas y difíciles de mecanizar. Esta fragilidad y falta de maquinabilidad limita la utilización industrial de las fundiciones totalmente blancas, quedando reducido su empleo a aquellos casos en los que no se precise ductilidad. Existen procesos de desgaste, como son: por deslizamiento, por rodadura. En particular, el abrasivo tiene especial importancia porque ocasiona una mayor cantidad comparado con los otros procesos (Lu *et al.*, 2001; Sun *et al.*, 2015).

Milan *et al.* (2005); Oila y Bull (2005) coinciden en que el comportamiento al desgaste de un material es altamente dependiente de los parámetros utilizados para su ensayo y estudio (carga de contacto, velocidad de deslizamiento y rugosidad de la superficie), de las características inherentes al material (contenido de carbono, microestructura y dureza) y de los factores



ambientales (atmósfera, humedad y grado de lubricación). Normalmente en estas aleaciones la resistencia al desgaste suele aumentar con el incremento en dureza, de ahí que el aumento de pérdida de volumen puede atribuirse a menores valores de dureza, sin embargo, las características microestructurales también influyen en el aumento del desgaste.

Kusumoto *et al.* (2019) experimentaron con seis hierros blancos, variando las adiciones de níquel y cobalto. Ellos plantean que el níquel no es un elemento formador de carburo y que se encuentra preferentemente disuelto en la matriz metálica. Entonces, cierta cantidad de elementos formadores de carburo disuelto en la matriz quedan libres para formar más carburo durante la solidificación. En su estudio, la aleación con 3 % Ni y 5 % Co alcanzó 790 HV, el valor más alto de dureza y exhibió excelente resistencia al desgaste abrasivo de tres cuerpos en comparación con las otras fundiciones con menores cantidades de este elemento.

Identificaron que, después del tratamiento térmico existió una elevada precipitación de carburos secundarios y una transformación de la matriz de austenita a martensita. Además de observar que la adición de níquel dio lugar a un considerable aumento en la cantidad de carburos (carburos eutécticos más secundarios). Las pérdidas por desgaste abrasivo tuvieron una tendencia a disminuir a medida que la dureza de los hierros aumentaba, y se observó una buena correlación entre la dureza y las pérdidas por desgaste.

Por su parte Stachowiak *et al.* (2005) investigaron tres hierros blancos bajo condiciones de desgaste abrasivo de tres cuerpos, ellos plantearon que la resistencia al desgaste de sus aleaciones experimentales aumentó con la dureza y al disminuir el tamaño de los carburos en la microestructura. Evidenciaron que con la adición de 30 % Cr se alcanzan los mayores valores de pérdida de volumen y se lo atribuyen al tipo de matriz, y la presencia de carburos de tamaño mayor. Mientras que con contenido de 25 % Cr obtuvieron los mejores resultados, lo cual es atribuido a una red de carburos mucho más refinada, que fue capaz de proteger la matriz de las partículas abrasivas, a las cuales se les hizo más difícil penetrar la matriz y exponer los carburos. Como resultado de este comportamiento ambas fases se fueron eliminando de manera simultánea, lo que hace que el desgaste sea más lento.

Coronado (2011) analizó el comportamiento de una fundición blanca con 7,39 % de cromo bajo desgaste abrasivo. La aleación se solidificó unidireccionalmente en un molde exotérmico de cobre, para comparar el comportamiento de la microestructura, se realizaron cortes tanto en paralelo como en forma transversal y fueron sometidas a ensayos de abrasivo bajo cargas de 2



y 15 N. Reportó que, la microestructura está compuesta por carburos  $M_3C$  bien orientados y una matriz ledeburítica. Los carburos  $M_3C$  mostraron valores similares de resistencia a la fractura en ambas direcciones. Los carburos en dirección transversal mostraron una mayor dureza y módulo elástico que los longitudinales. Los resultados revelaron que para cargas más bajas la pérdida de masa es similar en ambas direcciones. Sin embargo, para superiores a 10 N, los carburos  $M_3C$  en dirección transversal muestran una mayor resistencia a la abrasión que los orientados en forma longitudinal.

De acuerdo con Doğan y Hawk (1995) la orientación de los carburos en hierros blancos alto cromo en condiciones de desgaste abrasivo es importante y es diferente dependiendo de la orientación de los carburos con respecto a la superficie y la dirección del desgaste. Reportó que en un hierro blanco con 24,5 % Cr y 3,1 % C, cuando el eje de los carburos en forma de varillas es paralelo a la superficie de desgaste, estos hierros poseen una mayor resistencia a la abrasión que, cuando el eje a lo largo de los carburos es perpendicular a la superficie de desgaste en condiciones de alta tensión durante la abrasión. Por otra parte, cuando no hay una orientación preferencial de los carburos con respecto a la superficie de desgaste, este material tiene una tasa de desgaste similar a la de la muestra con el eje a lo largo de los carburos orientado paralelamente a la superficie de desgaste.

Por otra parte, Zum Gahr y Eldis (1980) estudiaron diferentes hierros blancos con volúmenes de carburos en un rango de 7 a 45 % (carburos primarios y eutécticos), donde encontraron una relación entre la estructura de la matriz y el desgaste abrasivo. Franco y Sinatora (1994) mostraron que la dureza de la matriz afecta considerablemente a la resistencia a la fractura de los carburos, resultados similares fueron reportados por Gundlach y Parks (1978), ellos encontraron además menores tasas de desgaste del hierro austenítico, comparado con el martensítico, usando alúmina y carburos de silicio como abrasivos. En otro estudio, Albertin y Sinatora (2001) analizaron el efecto de diferentes matrices en la resistencia al desgaste del hierro fundido y encontraron que los carburos no presentan fractura en las matrices martensíticas porque la matriz da soporte a los carburos. Las matrices austeníticas y perlíticas son dúctiles para soportar los carburos, que se fracturan.

Sinatora *et al.* (1991) estudiaron el efecto del porcentaje de austenita retenida en la tasa de desgaste abrasivo de un hierro blanco con 13 % de cromo y 2 % de carbono, y encontraron una reducción en la tasa de desgaste, con un aumento en el porcentaje de austenita. Por su parte



Fang (1987) propuso que el comportamiento de las matrices austenítica y martensítica dependen de la proporción Cr/C, la matriz austenítica tendría un mejor rendimiento en comparación con una martensítica cuando la proporción Cr/C es mayor de 5.

### 1.3. Influencia de la dureza en los hierros fundidos

Tanto la resistencia al desgaste como la maquinabilidad están puestas en función de la dureza, aunque en sentido contrario. Por una parte, Philippon *et al.* (2004) señalan que, al aumentar la dureza respecto a la resistencia a la tracción, aspecto que ocurre en los hierros blancos, disminuye la maquinabilidad y por otra parte Das y Albert (2005) señalan que, al aumentar la dureza del material respecto a la del abrasivo, se favorece la resistencia al desgaste del material, ya que el mismo se mueve en una masa abrasiva.

Con el objetivo de aumentar la dureza y la resistencia al impacto Tsutomo (1991), propone un hierro de bajo contenido de silicio de 0,2 a 1,0 % con contenidos de molibdeno de 0,5 a 2,0 %, el cromo de 27 a 34 %, el wolframio de 0,5 a 2,0 % y el boro hasta de 0,1 %. El cual es tratado térmicamente entre 950 y 1 100 °C y revenido después del temple entre 200 y 500 °C, para alcanzar los niveles de dureza deseados. En un hierro con estos niveles de silicio bajos y elevados contenidos de elementos formadores y estabilizadores de carburos, no está presente el grafito, lo cual dificulta la maquinabilidad, pero también los costos son elevados por el nivel de aleación y por el proceso de tratamiento térmico, dado el nivel de energía a consumir.

Yoghito (1992) propone un hierro fundido aleado con excelente resistencia al desgaste, empleando adiciones de molibdeno de 5 a 15 %, el níquel de 0,3 y 3 %, el cromo de 7 a 18 %, vanadio de 1 a 8 % y wolframio hasta 10 %. Establecen como condición que el % Mo + 0,5 % W esté entre 2 y 15 % y se aproveche la microsegregación del vanadio, incrementar la dureza. Además, endurecen la matriz con un tratamiento térmico. En tales condiciones la dureza alcanzada hace excelente la aleación para usos donde sea necesario alta resistencia al desgaste, pero la maquinabilidad se ve extremadamente limitada.

Michio (1986) propone una aleación que contiene elevados contenidos de cromo, de molibdeno, de wolframio y de titanio hasta 0,3 % donde el niobio con 0,3 % y el cobre con 4 %, también están presentes. Con este nivel de aleación se logran carburos de forma granular que presentan excelente resistencia al desgaste y un acrecentado acabado superficial. Los criterios sobre esta aleación dado el nivel de los elementos de aleación empleados, elevan los precios de producción y actúan negativamente sobre la maquinabilidad.



Coronado y Sinatora (2011), evaluaron la resistencia al desgaste abrasivo de una fundición blanca con diferentes tasas de solidificación de 1,5 y 15 °C/s en dos matrices diferentes, siendo una predominantemente austenítica y la otra martensítica. Las muestras con una velocidad de solidificación de 15 °C/s mostraron mayor dureza y una microestructura más refinada en comparación con las que se solidificaron a 1,5 °C/s. Debido a su baja dureza y grado de deformación plástica, el material austenítico presentó agrietamiento y desprendimiento de carburos; a mayor tamaño de las partículas abrasivas, mayor es la penetración de estas en la matriz. El análisis de las superficies desgastadas mediante microscopía electrónica de barrido indicó mecanismos de desgaste abrasivo de microcorte y microfátiga.

Bedolla-Jacuinde *et al.* (2005), estudiaron mediante la técnica de microscopía electrónica de barrido, la naturaleza de la nucleación y el crecimiento de carburos  $M_7C_3$  en hierros blancos de alto cromo durante la solidificación utilizando diferentes composiciones químicas hipoeutécticas. Se pudo observar en estas aleaciones que inicialmente los carburos se encuentran en forma de barras, posteriormente la unión de esta forma placas o morfologías más complejas; esto es debido a la dirección preferida de crecimiento de los carburos  $M_7C_3$ , fenómeno que ocurre comúnmente en fundiciones grandes donde la solidificación direccional es demasiado limitada.

#### **1.4. Efecto de composición química en la microestructura y las propiedades mecánicas**

En estudios realizados por Pearce (1985); Karantzalis *et al.* (2009); concluyeron que, el tipo y la forma de los carburos eutécticos cambian de  $M_3C$  para  $M_7C_3$  con el aumento del contenido de Cr. En fundiciones blancas al Cr sin aleaciones o bajo conteniendo debajo de 5 % y hasta 2% de C, presenta carburos del tipo eutécticos  $M_3C$  y forma ledeburítica (con dureza de 1 000 HV). Con 8 a 10 % de Cr, los carburos eutécticos se convierten en menos continuos y la resistencia de la fractura es mejorada. Pero por encima del 10 % de Cr la forma de los carburos eutéctico cambia al tipo discontinuo  $M_7C_3$  (con dureza de 1 200 a 1 800 HV). El contenido de cromo favorece la formación de carburos durante la solidificación del hierro y la formación de matriz perlítica durante la transformación eutectoide, sobre todo en la ausencia de adición de aleantes (Fras *et al.*, 1999; Wiengmoon *et al.*, 2011).

En el rango del 9,5 al 15 % de contenido de cromo, aparecen carburos del tipo  $(Cr,Fe)_7C_3$ , y encima del 30 % de cromo solidifica con carburos  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  (Zumelzu *et al.*, 2002). Considerando el balance entre la resistencia al desgaste y la dureza, la cantidad de carburos

eutéctico debería controlarse con fracción de volumen aproximadamente del 35 % (IkZeda *et al.*, 1992), pero de acuerdo a Zum-Gahr y Eldis (1980), este control debe ser con una fracción del 30 %. Por otro lado, Qian y Chaochang (1997) reportan que la fracción favorable de volumen de los carburos eutéctico en fundiciones blancas de bajas aleación para el uso de impacto a la abrasión debería ser alrededor del 10 %.

De acuerdo con Scandian *et al.* (2009) el eutéctico  $M_6C$ , rico en Mo con una estructura de espina de pescado, se encontró en un hierro con 24 a 28 de peso en cromo y de 3 a 9 % de Mo, conjuntamente con el eutéctico  $M_7C_3$ . Con hasta un 10 % de Mo en un 20 % Cr (una relación de Cr/C de aproximadamente 7), fue observado eutéctico disperso de  $Mo_2C$  en la fase final de solidificación. Las adiciones de RE, V, titanio y B en hierro fundido alto cromo con un contenido de 3 % de Mo pueden refinar la microestructura, hacer más pequeños los cristales columnares gruesos y los carburos uniforme (Guo *et al.*, 2009).

Imurai *et al.* (2014) estudiaron los efectos del Mo con un contenido de 0 a 10 en la microestructura de un hierro fundido con un 28 % de Cr y de 2,6 % de C. Señalaron que, el hierro con aproximadamente un 10 % Mo eran eutéctico/peritéctico, mientras que los otros con menos contenido fueron hipoeutéctico. La adición de Mo promovió la formación de  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$  reportado también por Scandian *et al.* (2009). En un contenido de 1 % Mo, múltiples carburos eutéctico, incluyendo  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$  fueron observados. El Mo aumentó la macro dureza Vickers en el hierro de 495 a 674 HV<sub>30</sub>. Este elemento se disolvió en la austenita y aumentó la dureza fortaleciendo la solución sólida. En la figura 1.3 se muestra la distribución de los elementos de aleación en la matriz y los carburos en un hierro blanco alto en cromo modificado con RE, V, titanio, y B realizado con análisis de energía espectral.

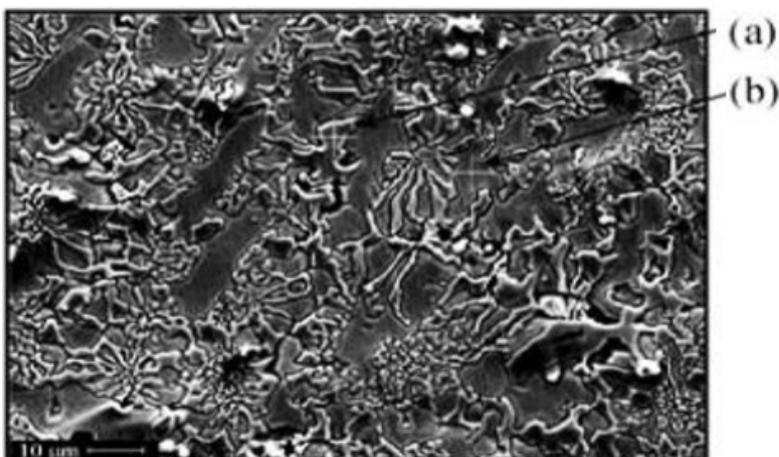


Figura 1.3. Análisis de energía espectral de una fundición blanca. Fuente: Guo *et al.* (2009).

La resistencia al desgaste del hierro blanco al alto cromo depende del tipo, morfología, cantidad y distribución de eutéctico duro y otros carburos en la microestructura, y también de la naturaleza de la matriz (Matsubara *et al.*, 2001). La aleación contiene microestructuras de redes relativamente discontinuas de carburos duros eutéctico dando mejora al desgaste, dureza a la fractura y térmica a la fatiga (Jackson, 1970).

Se ha estudiado el efecto del titanio como elemento formador de carburos en hierro blanco alto-cromo, se ha observado que el titanio no actúa como un inoculante para refinar carburos primarios  $M_7C_3$ . El titanio reduce el carbono con la formación de dominios de TiC, lo que resulta en un cambio en la microestructura de la aleación de una forma hipereutéctica a una hipoeutéctica (Chung *et al.*, 2009). Otras investigaciones realizadas por Zhi (2008); Bedolla-Jacuinde (2005a) han encontrado que, los carburos primarios  $M_7C_3$  se refinan gradualmente, y la fracción de volumen disminuye con el aumento de la concentración de titanio. Todas coinciden en que el titanio contribuye al aumento de la dureza del material y directamente a la resistencia al desgaste, esto se debe a la formación de pequeñas partículas de TiC duras dentro de la matriz.

#### 1.4.1. Morfología de los carburos eutécticos $M_7C_3$

Los carburos  $M_7C_3$  tienen una estructura hexagonal compacta (HCP) con parámetros de red  $a = 13,9820 \text{ \AA}$  ( $0,139820 \text{ nm}$ ) y  $c = 4.5065 \text{ \AA}$  ( $0.45065 \text{ nm}$ ), y grupo espacial Pmna (Carpenter *et al.*, 2004). Se forman durante la reacción eutéctica y comúnmente contienen una alta concentración de fallas estructurales (Filipovic *et al.*, 2013a). La figura 1.4 muestra parte de un carburo eutéctico conteniendo maclas.

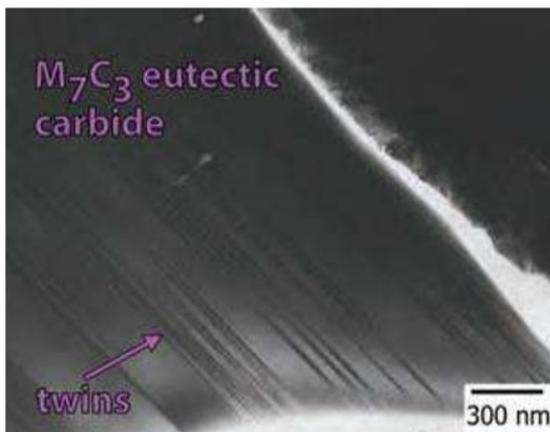


Figura 1.4. Imagen de TEM de un hierro blanco con 1,19 % V mostrando detalle del carburo  $M_7C_3$  y la presencia de maclas. Fuente: Filipovic (2014).



Ha reportado Tabrett *et al.* (1996) que, este tipo de carburos de manera individual son barras o placas donde las placas son básicamente una aglomeración de varias barras. Estas barras o placas tienen una dirección preferencial de crecimiento [0001] y forman una red continua dentro de cada colonia eutéctica (Doğan y Hawk, 1995).

El contenido de vanadio en el carburo eutéctico es variable, pero este contenido no depende solo del contenido de este elemento en la aleación. Podría pensarse que, al aumentarlo, la concentración de este elemento en el carburo eutéctico incrementaría, pero se ha encontrado que un factor importante es la relación Fe/Cr, ya que estos dos elementos son los principales en la especie metálica del carburo (Filipovi *et al.*, 2012). En Bedolla-Jacuinde (2001); se ha señalado que la relación Fe/Cr en los carburos depende del contenido de carbono y de la velocidad de enfriamiento. Doğan *et al.* (1997) reportan una relación Fe/Cr de 1 en la fracción atómica de estos elementos en el carburo  $M_7C_3$  en un hierro eutéctico e hipoeutéctico conteniendo 15 % Cr, y un valor de 1,3 en un hierro hipereutéctico. Mientras que en un estudio de un hierro con 17 % Cr, 2,58 % C y 1,98 % V se encontró que una velocidad de enfriamiento alta produjo una relación Fe/Cr igual a 1,36 y una velocidad de enfriamiento lenta produjo una relación Fe/Cr de 0,97 (Bedolla-Jacuinde, 2001).

En la zona columnar de la estructura de colada de aleaciones Fe-Cr-C-V se presentan diferentes morfologías de las colonias eutécticas. Estas consisten en carburos de diferente composición, y primordialmente en forma de barras (Filipovic *et al.*, 2012). Reporta Filipovic (2014) que, en esas zonas columnares, los carburos se encuentran comúnmente alineados con la dirección del flujo del calor, formando una estructura anisotrópica. La formación de colonias eutécticas de diferentes morfologías se debe a la segregación de elementos de aleación en el líquido. Por otro lado, refieren Filipovic *et al.* (2012) que, durante la solidificación, la segregación de soluto influye la nucleación y la cinética de crecimiento debido a que genera un subenfriamiento constitucional.

Debido a diferencias en composición del líquido en una región particular, han referido Lu *et al.* (2001) que, el subenfriamiento constitucional y la velocidad de crecimiento son diferentes, lo cual produce diferentes morfologías de crecimiento de las colonias eutécticas. De acuerdo a esto, la morfología del eutéctico dependerá de la composición en una zona particular. En regiones con pequeño contenido de aleantes se forman eutécticos en forma de rosetas, donde los carburos se presentan alineados radialmente desde el centro y hacia fuera de un círculo,



mientras que, en las regiones muy enriquecidas en soluto, serán favorecidas las colonias eutécticas formadas por un gran número de carburos en forma de barras. De la misma manera, el refinamiento del eutéctico está determinado por la concentración de soluto que determina el grado de subenfriamiento constitucional.

La morfología de los carburos  $M_7C_3$  prácticamente puede cambiar con el contenido de vanadio, exponen Filipovic *et al.* (2012) los cuales estarán presentes en forma de barras y placas; además de cambiar su fracción de volumen, el tamaño y distribución. La morfología de barras es la predominante en hierros conteniendo mayores cantidades de vanadio. Esto se explica por el mayor grado de subenfriamiento constitucional generado por el alto grado de segregación de vanadio hacia el líquido.

Según Filipovic *et al.* (2012), a temperaturas por debajo de la línea de solidus, se puede presentar la precipitación de carburos del tipo  $M_{23}C_6$  en la austenita, en áreas con menor contenido de carbono. Debido a la heterogénea composición de la matriz, esta precipitación también es heterogénea, y en aleaciones con contenidos de vanadio < al 2 %, los precipitados se presentan preferencialmente en la periferia de las dendritas (Filipovic *et al.*, 2009).



### 1.5. Conclusiones del capítulo

- ✚ Los hierros blancos alto cromo especificados por las normas ASTM A 532 se obtienen por colada y por su versatilidad son fabricados para exponerlos a la acción simultánea de dos acciones: abrasión y corrosión, fundamentalmente en la industria minera.
- ✚ El tipo de matriz en el hierro blanco alto en cromo, ya sea austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúan como soporte de los carburos, los cuales al ser del tipo  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$ , garantizan la resistencia al desgaste y la dureza desde 1 200 a 1 800 HV con la adición de aleantes.
- ✚ Los hierros blancos presentan carburos del tipo  $M_7C_3$  que, según su morfología son de una estructura hexagonal compacta (HCP) con parámetros de red  $a = 13,9820 \text{ \AA}$  ( $0,139820 \text{ nm}$ ) y  $c = 4.5065 \text{ \AA}$  ( $0.45065 \text{ nm}$ ), los cuales pueden solidificar de manera individual en formas de barras o placas con dirección preferencial de crecimiento y formar una red continua dentro de cada colonia eutéctica.

# **Capítulo 2**

## **Materiales y métodos**



## CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

### 2.1. Introducción

Las aleaciones de fundición blanca se destacan por sus características: elevada dureza específica y resistencia a la corrosión, esto explica su aplicación preferente en la industria donde se ponga de manifiesto estos dos fenómenos. Estos materiales se construyen 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.

El capítulo tiene como objetivo establecer el procedimiento metodológico relacionado con el proceso de obtención de la fundición blanca por fundición, así como de su preparación para la determinación de su comportamiento microestructural, la dureza y las tensiones de 1er género.

### 2.2. Proceso de fundición de la aleación

La selección de los materiales de carga se realizó de acuerdo a la composición química de la fundición blanca alto cromo. Se comprobó los mismos estuviesen limpios de grasa y suciedad y de tamaño tal que no dañen el revestimiento del horno, por lo que se hizo necesario pesarlos, lo mismo se realizó en una balanza digital de pesaje industrial. La fusión se realizó en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, con capacidad de 1 t, La temperatura de fusión es de 1 400 °C y la de vertido de 1 390 °C. En la tabla 2.1 se muestra los materiales de carga.

Tabla 2.1. Materiales de la carga

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

Para este balance consideró las pérdidas de material por oxidación, las cuales son un 20 % para el cromo, 10 % para el silicio y 25 % para el carbono. La producción y distribución de ferroaleantes está estandarizada por la norma ASTM A 1025-05, *Standard Specification For Ferroalloys And Other Alloying Materials*. Para el proceso de fusión y colada se cargó el horno de inducción con crisol de alta frecuencia, donde una vez líquido el metal se adicionó los elementos de aleación, dando tiempo para la disolución de cada una de las aleaciones, con temperatura de 1 450 °C se vació en moldes de arena de donde se obtuvieron las barras.

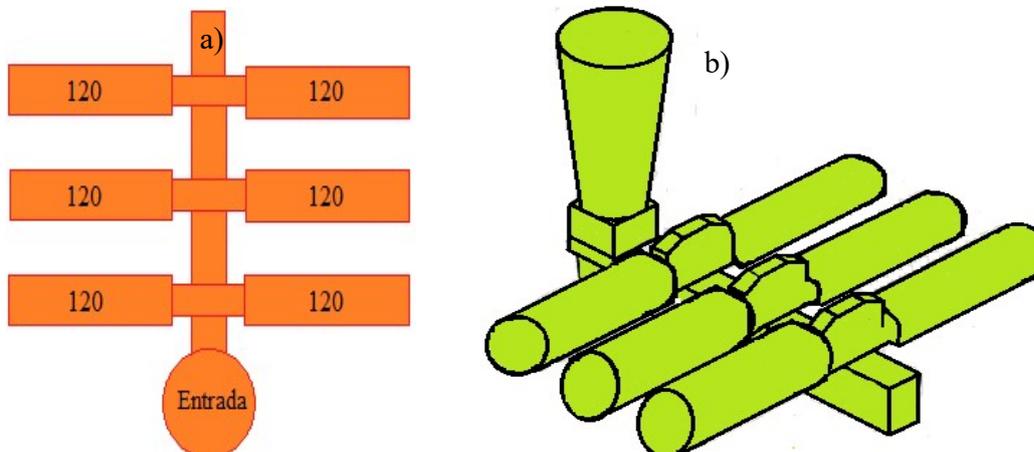
El proceso de moldeo se realizó según la instrucción 08 - I - 027 (2008), de forma manual con la utilización de mezclas autofraguantes, que responden a las exigencias del proceso tecnológico como la permeabilidad, la resistencia, la penetrabilidad al gas, el poder gasógeno e higroscopicidad; todo esto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

Como 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 permiten el control del tamaño de las dendritas y evitar que el eutéctico de carburo tenga una estructura grosera. El eutéctico de varias fundiciones de alto cromo varía entre 1 230 a 1 270 °C y comienza la solidificación a 1 350 °C (depende de la composición) y aumento en la temperatura eutéctica a 1 270 °C. Las piezas con espesores de 102 milímetros son llenadas desde 1 345 hasta 1 400 °C, se utilizan mayores temperaturas si este es menor, donde se tiene presente la configuración al seleccionar la temperatura de colada.

### 2.2.1. Diseño del sistema de colada

El objetivo es determinar el proceso de solidificación y el comportamiento de la fundición blanca alto cromo (ASTM A 532 tipo III clase A), para lo cual se diseñó un sistema de colada de seis (6) barras de iguales diámetros. Las muestras se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en el molde confeccionado a partir de una plantilla que se solidificó y dio lugar a las mismas, a partir de ellas fueron seleccionadas para realizar los análisis de microestructura y dureza. En la figura 2.1 se muestra el diseño del sistema de colada.



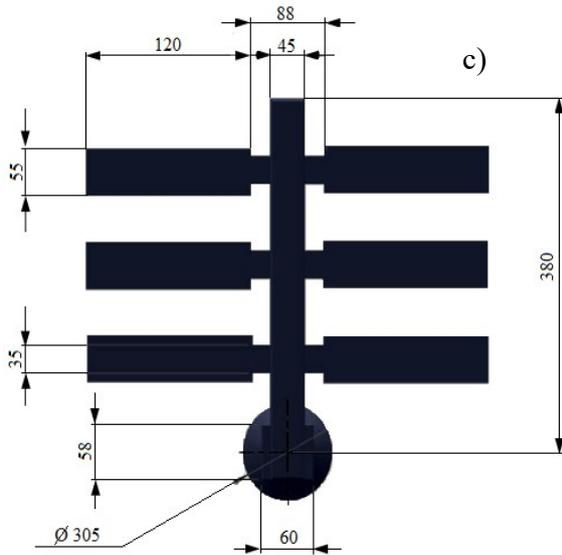


Figura 2.1 Modelo de colada, (a) posicionamiento de los diferentes espesores, (b) vista isométrica del modelo, (c) dimensionamiento del modelo.

Para fabricar el modelo del sistema de fundición fue necesario un ángulo de salida que permitiera remover la placa que se utilizó como negativo de las piezas finales y la fabricación del molde de arena, de forma tal de que no lo dañara y evitar que se incrustase y no fuera posible removerla después de endurecer la arena. A las placas del modelo se les dio un ángulo de 3° como desahogo, para remover el negativo. En la parte superior se modificó el largo de cada placa.

El desmoldeo se efectuó en una 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 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*. En la figura 2.2 se muestran las probetas obtenidas.



Figura 2.2. Muestras obtenidas productos del moldeo.



Se realizó un desmoldeo rápido con el objetivo de eliminar las tensiones que surgen durante esta operación, es necesario tender a obtener la mínima cantidad de tensiones en la pieza. Estas son pocas a altas temperaturas, cuando las piezas se encuentran en la zona de deformación plástica. Al disminuir la temperatura y la aleación pasa al estado elástico, estas se agrupan y crecen hasta su máxima expresión en el momento del desmoldeo. Una vez desmoldeada 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 lineales y elásticas en las partes gruesas. Las de fase surgen en el momento de cambios alotrópicos o de fases cuando la nueva fase y la anterior se diferencian en volumen específico a la temperatura de deformación elástica.

### 2.2.2. Composición química estándar de la fundición blanca

La especificación ASTM A 532 (2004) recoge los requisitos de composición y dureza de las fundiciones blancas utilizadas para el servicio de resistencia a la abrasión. En la tabla 2.2 se muestra la composición química estándar de la fundición blanca alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A.

Tabla 2.2. Composición química estándar de la fundición blanca, % en masa

Blanca alto cromo (Norma ASTM A 532 clase III tipo A)											
Carbono		Silicio		Manganeso		Cromo		Níquel		Molibdeno	
Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
2,3	3,0	-	1,0	0,5	1,5	23,0	30	-	2,5	0	1,5

Por la composición química mostrada en la tabla 2.2 se corresponde con una fundición blanca aleada ASTM A 532 clase 3 tipo A, donde su contenido es de 25 o 28 % de cromo y que pueden contener otras adiciones aleantes de molibdeno y/o níquel hasta en un 1,5 %. El cromo, el manganeso y el molibdeno son formadores de carburos y dificultan la grafitización. A medida que el contenido de carbono se incrementa, la temperatura eutéctica, líquidus y sólidus se reducen, ya que al encontrarse disuelto en la austenita es incrementado tanto que la estabilidad de esta fase en las regiones de transformación es reducida y tiende al incremento del eutectoide y cada temperatura de transformación de fase es reducida.

### 2.3. Cálculo del carbono equivalente

Los elementos de aleación modifican la microestructura de las fundiciones y con ello su dureza y resistencia, estando en ocasiones estos cambios influenciados, además, por una variación de la templabilidad. Estos también modifican los puntos críticos y ejercen una acción importante



sobre la grafitización. La presencia de elementos como el Si, Ni o P, tienden a modificar la solubilidad y reactividad del carbono. Esta condición ha sido estudiada determinándose correlaciones equivalentes para el hierro blanco alto cromo.

$$C_{eqCr} = \%C + 0,0474(\%Cr) \quad (2.1)$$

**Donde:**

$\%C_{eqCr}$  - carbono equivalente del cromo; %

$\%C$  - carbono; %

$\%Cr$  - cromo; %

Para el caso de los hierros blancos alto cromo, se debe tomar en cuenta el contenido del Cr, el cual tiene el efecto inverso del Si. Mientras que este, favorece la asociación del carbono en la forma de grafito, el cromo, aumenta el índice de la actividad del carbono, favoreciendo la formación de compuestos estequiométricos de mayor energía.

La estructura de carburos eutécticos en los hierros blancos es influenciada por el cromo, ya que es un elemento formador. Maratray y Usseglio-Nanot (1975) han sugerido una ecuación empírica para cuantificar su volumen, basado en los contenidos de cromo y carbono, primero en el diagrama de fases y segundo en el carbono equivalente (Hokkirigawa y Kato, 1987).

Basado en el diagrama de fases:

$$\% \text{ vol de carburos eutéctico} = 12,33(\%C) + 0,55(\%Cr) - 15,2 \quad (2.2)$$

Y basado en el carbono equivalente:

$$\% \text{ vol de carburos eutéctico} = 14,45 - 5,87(\%C_{eq}) + 2,71(C_{eq})^2 \quad (2.3)$$

En el sistema ternario Fe-Cr-C, la temperatura líquida está determinada por el contenido de carbono y cromo, hasta 12 % Cr el tipo de carburo que se forma es  $M_3C$ , mientras que encima de 12 % de Cr el tipo de carburo estable es el  $M_7C_3$ . Con el incremento del contenido en la aleación aumenta la proporción de cromo a hierro en el carburo y así mismo la dureza de este (Kayaba *et al.*, 1985).

El diagrama ternario de fases Fe-Cr-C fue construido por Thorpe y Chicco (1985) y se basa en mediciones experimentales (Laird *et al.*, 2000). Con el objetivo de obtener el efecto del elemento mayoritario en la aleación blanca, se consideró emplear del diagrama metaestable del ternario Fe-Cr-C como se muestra en la figura 2.3 para identificar la composición. Según este

diagrama, las fundiciones resistentes a la abrasión con altos contenidos de cromo, caen en la categoría eutéctica  $M_7C_3$ . Solidifican en una reacción eutéctica que forma austenita y carburos  $M_7C_3$ . En su mayor parte, el diagrama puede describir su comportamiento de solidificación.

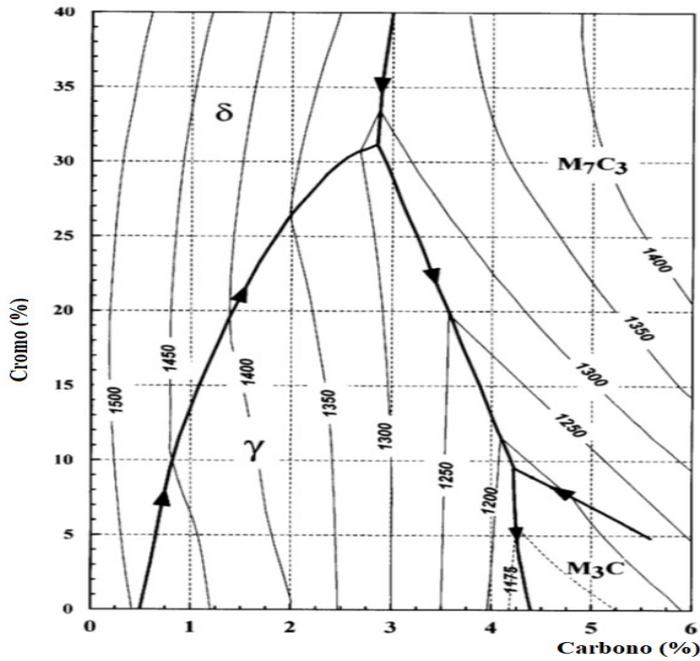


Figura 2.3. Diagrama Fe-Cr-C. Fuente: Laird *et al.* (2000).

Para introducir el sistema Fe-Cr-C, se tiene en cuenta que el 0,0 %Cr presenta una sección del diagrama de fases Fe-C, con la temperatura trazada como contornos en lugar de a lo largo de un eje. Similarmente, al 0,0 %C, presenta una sección del diagrama de Fe-Cr. En el diagrama se determina cuándo comenzó a solidificar y que fase se formó durante la solidificación.

Hay cuatro campos de fases distintas que se muestran en la figura 2.3. Estas superficies corresponden a las fases que se forman en la solidificación:  $\gamma$  (austenita),  $\delta$  (ferrita),  $M_3C$  y  $M_7C_3$ . Si la composición del hierro cae sobre la superficie  $\gamma$  liquidus, se formarán dendritas de austenita y la fundición se clasificará como hipoeutéctica. A medida que se enfría y continúa solidificándose, formando más austenita pro eutéctica, la composición del líquido restante cae hacia el valle eutéctico. Una vez alcanzado el mismo, el líquido restante se solidifica como una mezcla eutéctica de austenita y  $M_7C_3$ .

El carburo  $M_7C_3$  es diferente al carburo  $Fe_3C/M_3C$ . En efecto, el carburo  $M_7C_3$  una vez formado, tiene un contenido de cromo entre 45 a 60 %. Las estructuras cristalinas de los dos carburos también difieren. El carburo  $M_7C_3$  tiene una estructura cristalina hexagonal, mientras



que el carburo  $M_3C$  es ortogonal. Debido, en parte, a su estructura cristalina, el carburo  $M_7C_3$  es mucho más duro que el carburo  $M_3C$ ; aproximadamente 1 400 HV frente a aproximadamente 900 HV respectivamente.

Finalmente, la morfología del carburo  $M_7C_3$  es diferente a la del  $M_3C$ . El  $M_7C_3$  a menudo se describe como una varilla o similar a una cuchilla, mientras que el  $M_3C$  forma una estructura similar a una placa más continua. A pesar de las diferencias de ambos carburos, se forman a través de caminos idénticos; ya sea como carburos eutécticos o hipereutécticos (carburos primarios provenientes de solidificación,  $L + M_7C_3$ ).

En el diagrama binario Fe-C, la reacción eutéctica ocurre a una temperatura fija, y la cantidad de eutéctico formado se fija por el contenido de carbono. En el sistema ternario Fe-Cr-C, la reacción eutéctica se rige por los contenidos de C y Cr, y no ocurre a una temperatura fija. La figura 2.3 muestra el valle inclinado, con reacciones eutécticas que ocurren a temperaturas cada vez más altas a medida que aumenta el contenido de cromo.

En el sistema ternario Fe-Cr-C, las fundiciones hipoeutécticas rechazan tanto carbono como cromo durante la solidificación. A medida que las dendritas de austenita crecen durante el proceso de solidificación, el líquido restante se enriquece en carbono y cromo, y su punto representativo se desplaza diagonalmente hacia el valle eutéctico. Una vez que el líquido alcanza el valle, se solidifica en un rango de temperaturas. En los sistemas ternarios, la reacción eutéctica no ocurre a una temperatura fija, ni las dos fases que solidifican ( $\gamma + M_7C_3$ ) tienen una composición fija. Es decir, a medida que el líquido alcanza el eutéctico, comienza a formar colonias eutécticas. A medida que la aleación continúa solidificándose, el líquido eutéctico remanente se mueve hacia abajo del valle eutéctico, disminuyendo su temperatura.

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

1. Por debajo de 1 140 °C: reacción eutéctica:  $L_{(4,3\%C)} \rightarrow \gamma_{(2,1\%C)} + Fe_3C$ .
2. De 1 140 a 723 °C: del eutéctico al eutectoide:  $\gamma \rightarrow \gamma + Fe_3C$ .
3. A 723 °C: reacción eutectoide:  $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$  (como perlita).

En la reacción 1, se forma carburo (cementita) del líquido, en la 2 el carburo se cristaliza sobre el ya existente, y en la 3 se forma la perlita. Por otro lado, en el diagrama se obtienen cuatro campos de fases. Estas superficies corresponden a las que se forman en la solidificación:  $\gamma$



(austenita),  $\delta$  (ferrita),  $M_3C$  y  $M_7C_3$ . Si la composición del hierro se ubica sobre la superficie  $\gamma$  liquidus, se formarán dendritas de austenita y la fundición se clasificará como hipoeutéctica. En el diagrama Fe - C (metaestable) a 950 °C se encuentran 2 fases en equilibrio:

Austenita ( $\gamma$ ) y Cementita ( $Fe_3C$ ).



Para la fase austenítica:

$$\% \gamma = \frac{\%C - 3,0}{\%C - \gamma} \quad (2.4)$$

Para la fase de la cementita:

$$\% Fe_3C = \frac{3,0 - \gamma}{\%C - \gamma} \quad (2.5)$$

Para que el carbono se mantenga en forma de carburo de hierro en las fundiciones blancas este contenido y el de silicio deben mantenerse relativamente bajos (esto es; 2,5 - 3 % de C y 0,5 - 1,5 % de Si), así como una elevada velocidad de solidificación.

#### 2.4. 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 arrancar 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 realizó para la obtención de las propiedades de la fundición blanca alto cromo ASTM A 532 tipo III clase A, las mismas son las siguientes de acuerdo a las normas NC 10 - 56:86; ASTM E3-95.

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

6. Obtención de micrografías.

7. Difracción de rayos X.

Corte: las muestras cortadas son de diámetro 30 mm (Norma ASTM E 92), se realizó el corte con una cuchilla Sandvik con vástago CNGA R 25 25 M 12, plaquita T-MAX-CUT 12 04 12 de calidad T 025 20 (Coromant corokey, 1996). 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 estas operaciones, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX - 5050. En la figura 2.4 se muestran las muestras encapsuladas.



Figura 2.4. Encapsulado de las muestras con resina epoxi ROYAPOX - 5050.

La resina está compuesta por dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente, forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta cualidades de resistencia a la humedad, 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 180, 400 y 600 (ASTM E 3 – 95), la lija se montó sobre una placa de vidrio, donde se cambió el sentido del lijado a 90° al pasar de un pliegue a otro para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permitió obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras.



Las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL, ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Univ Moa, las características de la máquina son: tensión de 250 V; corriente de 2,5 A; número de revoluciones de 300 a 1 000 r/min y una potencia del motor de 3,72 kW.

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 vestigio de grasa y pastas de pulir, se emplearon las técnicas de ataque manual por inmersión y químico. El por inmersión se realizó 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 aseguró la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo 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 de 1 a 5 minutos a la temperatura ambiente, registrando el campo observado después de cada ataque.

El ataque se realizó para poner de manifiesto el tamaño, forma y distribución del grano (fases o microconstituyentes), las heterogeneidades en la estructura y las segregaciones.

#### 2.4.1. Observación con microscópica óptica

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 como se muestra en la figura 2.5, está ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador.



Figura 2.5. Microscopio óptico NOVEL modelo NIM – 100.

Para observar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se colocaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación de las mismas. El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación fundida. Esta se empleará para establecer el comportamiento del material de las muestras después de haber obtenido la fundición blanca alto cromo. La figura 2.6 se corresponde con la muestra patrón de la aleación.

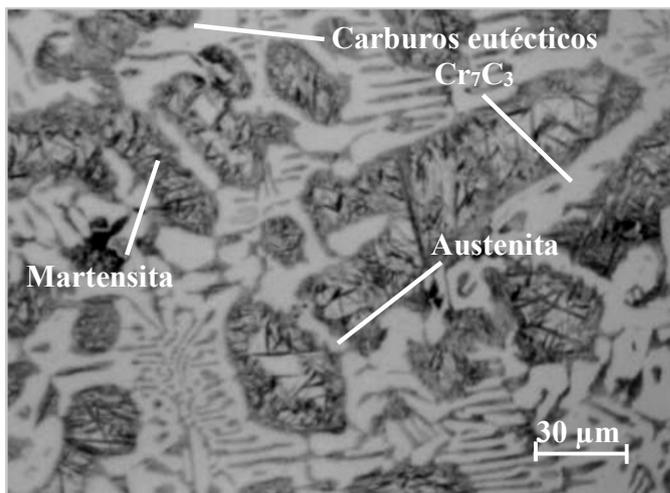


Figura 2.6. Fundición blanca en bruto de colada.

La muestra está compuesta por una estructura de carburos eutécticos del tipo  $Cr_7C_3$  y segregaciones que se forman durante el proceso de solidificación. Se observan carburos largos hexagonales, los cuales ocurren en las aleaciones hipereutécticas (el contenido de carbono excede el contenido eutéctico), existe la presencia de austenita retenida. La mayor parte del carbono se halla formando carburo de hierro o cementita y esta es la causa de que presenten una fractura blanca, es precisamente estos microconstituyentes lo que la hacen muy duras y poco dúctiles, no maquinables y con gran resistencia al desgaste y la abrasión.

Los carburos en los hierros de alto cromo son muy duros y resistentes al desgaste, pero son frágiles. La resistencia al desgaste se incrementa por un incremento de la cantidad de carburos (incrementando el contenido de carbono), mientras que la tenacidad se alcanza por un incremento de la proporción de la matriz metálica (reduciendo el contenido de carbono). Su elevada respuesta tribológica deriva de su microestructura, compuesta de una alta fracción de volumen de carburos del tipo  $M_7C_3$  de Cr y Fe, tanto eutécticos como secundarios, en una matriz martensítica.

### 2.4.2. Ensayos de microdureza

Se empleó el procedimiento de dureza Vickers de acuerdo con Askerland (1998); Callister (2000;). Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT - 3 No 168, como se muestra en la figura 2.7, el cual se encuentra en el Laboratorio de microscopia de minas de la Universidad de Moa. Se consideró que en los hierros blancos alto cromo, esta propiedad cambia con el contenido de elementos disueltos en la fase (Cr, Mo, Mn).



Figura 2.7. Microscopio para la medición de microdureza.

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 tomaron para dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas. El área se determina a partir de la medición por microscopia óptica de las diagonales de la huella.

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

$$VHN = 1,58 \cdot \frac{P}{d^2} \quad (2.6)$$

**Donde:**

VHN - número de dureza Vickers; kgf/mm<sup>2</sup>

1,58 - constante

P - peso; kgf

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d} \text{ (mm)} \dots \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2) + (d_3 - d_4)}{2} \quad (2.7)$$

$$\text{Microdureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \quad (2.8)$$



Las fundiciones blancas alto cromo presentan una dureza de 450 a 800 HB, donde los carburos del tipo  $Cr_7C_3$  son los responsables de esta propiedad mecánica.

### 2.4.3. Zonas para la medición de la microdureza

En las muestras fundidas de hierro alto cromo se realizaron diferentes perfiles de dureza Vickers (método especificado en la norma ASTM E-384-06). Se ejecutó 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 muestra las zonas consideradas para las mediciones.

Tabla 2.3. Zonas consideradas para las mediciones.

Muestras	Dureza	Dureza	Dureza
1	HV1	HV1	HV1
2	HV2	HV2	HV2
3	HV3	HV3	HV3

Se consideró estas tres zonas, teniendo en cuenta que, en el eutéctico, la austenita tendrá un contenido de carbono de alrededor de 2 % y el líquido restante tendrá un contenido de carbono alrededor de un 4,3 %. Este líquido restante luego experimenta una reacción eutéctica, formando austenita y una fase de carburo. Estas fases cristalinas crecen de forma acoplada, es decir, la austenita y el carburo crecen aproximadamente a las mismas velocidades. Al final de la solidificación la microestructura consiste en dendritas de austenita primaria y mezcla austenita eutéctica y carburos. A medida que la fundición se enfría a temperatura ambiente, parte de esta austenita se descompondrá en perlita o se transformará en martensita.

### 2.5. Medición de las tensiones por el método difractométrico

Con el fin de conocer el estado tensional de las muestras en estudio se aplica técnicas de difracción de Rayos X (DRX), siguiendo las normas y procedimientos establecidos por Fernández-Columbié *et al.* (2012); Fernández-Columbié *et al.* (2021). El difractómetro utilizado es del tipo X Port<sup>3</sup> Powder, y está ubicado en el laboratorio del CEDINIQ. La radiación fue la Ka del Cu, con longitud de onda de 1,54058 Å (0,154058 nm), a 45 kV y 40 mA, con un monocromador secundario curvado de grafito, con detector de centelleo, posee dos ventanas de divergencia de 1° y una de recepción de 0,15°. El rango angular de barrido fue desde 20 hasta 139°, con un paso de 5 y 6° y un tiempo de 21 segundos en cada paso de ángulo. En el anexo 1 se muestra los parámetros considerados en el análisis.



Para determinar la tensión en la red cristalina debe medirse para al menos dos orientaciones conocidas con precisión en relación a la superficie de la muestra. Las líneas seleccionadas (Índices de Miller) fueron los planos (200), (211) y (220) de la fase austenita del acero. La selección de estos planos, es un aspecto que indica cómo la deformación y la subdivisión de las cristalitas, se manifiesta en diferentes direcciones cristalográficas.

- El plano (200) en dos direcciones, x e y, es paralelo a z.
- El plano (211) en una dirección (x), es paralelos a y e z.
- El plano (220) espacialmente está en tres direcciones, corta los tres ejes cristalográficos.

Se fundamenta la medición en la línea de difracción del plano ( $hkl$ ) a medida que se varía el ángulo  $\theta$  entre la normal a la superficie del material y a la serie  $\{hkl\}$  difractantes. Las líneas seleccionadas fueron las de los planos (200); (211) y (220) en correspondencia con la estructura cristalina de la aleación blanca alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A.

### 2.5.1. Evaluación de las microdeformaciones

Se considera los trabajos realizados por Fernández *et al.* (2012); Fernández *et al.* (2021) y se estiman las recomendaciones para los planos cristalográficos de la fundición blanca alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A y el valor de las tensiones principales del mismo. Por esta razón se procede a obtener las microdeformaciones a partir de los planos (200), (211) y (220).

De acuerdo con la Ley de Bragg (Jenkins y Zinder, 1996; Zolotarevsky, 1996), la difracción ocurre en un ángulo  $2\theta$  como:  $n\lambda = 2d \cdot \text{sen}\theta$ . La longitud de onda monocromática de los rayos X o profundidad de penetración de las ondas ( $\lambda$ ) en la subsuperficie depende del ánodo usado, del material analizado y del ángulo de incidencia de la cara de la muestra y la medida es siempre próxima a la superficie de la misma. Para el estudio actual es constante y se fija en este caso con el valor de 0,154058 nm (ánodo de cobre).

El cálculo de  $2\theta$  para cada línea de la difracción se calcula como:

$$\text{sen}\theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl}} \quad (2.9)$$

**Donde:**

$\theta$  - ángulo de difracción para los planos (200), (211) y (220); grados.

n - orden de la difracción (número entero: 1; 2 o 3). Para la difracción debido a los planos del cristal, convencionalmente se escribe  $n = 1$  (Moranchel, 2012).

$d_{hkl}$  - distancia entre los planos de la red cristalina (200), (211) y (220); nm.

Para un pico de difracción  $2\theta$ , puede obtenerse mediante la ley de Bragg, el nivel de la distancia interplanar  $d_{hkl}$ , que depende del parámetro de red  $a$ , que en el sistema cúbico es proporcional a la distancia interplanar de la familia de planos ( $hkl$ ) y para la aleación fundida blanca ASTM A 532 tipo III clase A es igual a 0,23 nm.

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}; \text{ nm} \quad (2.10)$$

En la capa superficial expuesta, donde se desarrolla la medición de la tensión de difracción, se supone una condición de tensión plana. Es decir, una distribución de esfuerzos descrita por las tensiones principales  $\sigma_1$  y  $\sigma_2$  (como se muestra en la figura 2.8), existentes en el plano de la superficie y no se asume ninguna tensión perpendicular a esta, por lo que  $\sigma_3 = 0$ . Sin embargo, hay una componente de tensión que es perpendicular a la superficie  $\varepsilon_3$  como resultado de las contracciones de la relación de Poisson causadas por las dos tensiones principales.

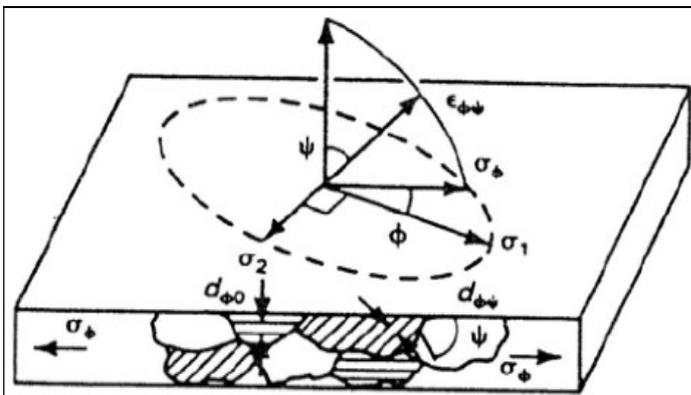


Figura 2.8. Orientación de los componentes de la deformación.

Fuente: Cullity (1967).

En la dirección paralela a la superficie normal  $\psi = 0$ , la distancia interplanar depende de la suma de las tensiones principales y de cualquier tensión perpendicular, así como de la tensión circunferencial, lo cual permite determinar el espacio interplanar de la muestra no tensionada ( $d_0$ ). Según Fernández *et al.* (2012) se determina por la ecuación:

$$d_0 = \frac{d(\psi = 0)}{1 - \left(\frac{\nu}{E}\right)(\sigma_A + \sigma_C)}; \text{ nm} \quad (2.11)$$



Aquí  $\nu$  y  $E$ , son el coeficiente de Poisson y el módulo Young de 1er género, con valores de 0,3 y 195 000 MPa respectivamente. Mientras que  $\sigma_A$  y  $\sigma_C$  son la tensión axial y circunferencial. Para el caso específico del ASTM A 532 tipo III clase A,  $\sigma_A = 800$  MPa y  $\sigma_C = 600$  MPa. La posición de los picos de difracción depende de la distancia interplanar, de los planos que se encuentren paralelos al de difracción.

El ancho integral a media altura del pico de difracción  $\beta$  a su máxima intensidad, también conocida como *FWHM* (*Full Width at Half Maximum*), expresado en radianes, puede conocerse la influencia en dos componentes, uno correspondiente al tamaño de partículas ( $d$ ) y otro a su deformación estructural (tensiones existentes), ambas en función del ángulo de difracción ( $\theta$ ). A partir de la ecuación de Scherrer (Cullity, 1967), se determina la anchura a media altura del pico como:

$$\beta \cdot \cos \theta_{(hkl)} = \frac{k \cdot \lambda}{d} + \eta \cdot \sin \theta_{(hkl)} \quad (2.12)$$

En esta expresión lineal,  $k$  es un factor de forma adimensional, con un valor cercano a la unidad (típicamente se asume 0,9);  $\eta$  es la pendiente que se relaciona con la deformación (defectos), es inversamente proporcional al tamaño de la partícula ( $d$ ). Los estudios realizados por Smith (1955); Stokes y Looney (2004); Voorwald *et al.* (2005), indican que, el ancho de los reflejos varía con el ángulo de acuerdo con las teorías de las tensiones y no con el tamaño de las cristalitas. De aquí que el ancho integral a media altura del pico de difracción se calcule para cada plano de la forma siguiente:

$$\beta = \frac{k \cdot \lambda}{d_{hkl} \cdot \cos \theta_{(hkl)}} + \eta \cdot \tan \theta_{(hkl)} \quad (2.13)$$

El tamaño medio de los dominios ordenados (cristalinos), que pueden ser más pequeños o iguales al del grano de la fase cristalina presente en las muestras ensayadas, expresada en nm, se determina según lo sugerido por Scherrer (Warren, 1969; Klug, 1974; Vives *et al.*, 2004).

$$t = \frac{k \lambda}{FWHM \cos(\theta)} \quad (2.14)$$

Para determinar la deformación media de red  $e$ , se utiliza la relación de Stokes y Wilson (1944); Moorthy (2005) y se calcula como:



$$e = \frac{\beta}{4 \operatorname{tag}(\theta)} \quad (2.15)$$

Donde  $\beta$  es el semiancho físico puro, libre de la influencia instrumental en rad y  $\theta$  es el ángulo de bragg, en grados.

Cuando una capa está tensionada, los parámetros de red de la estructura cristalina están distorsionados respecto a la libre de tensiones. Si se conoce la deformación  $\varepsilon$  en el caso de tratar con un material continuo y homogéneo, la deformación se relaciona con la tensión a través de la ley de Hooke.

## 2.6. Diseño de experimentos

Se escogió un diseño de experimento factorial completo (Gutiérrez y De la Vara, 2003), con tres variables y dos niveles. Este método de planificación, establece el número de ensayos a realizar. El número de experimento cuando intervienen  $k$  factores con tres niveles (-1, 0 y +1), se determina con un arreglo de la función exponencial:  $N=3^k$

Donde  $N$  es el número de experimentos y  $K$  el de factores.

En este caso, se analizará la influencia de dos factores, de aquí que  $k = 2$  luego, el número de experimento sería:  $N = 3^2 = 9$  experimentos.

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2016 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus XVI.II, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. En la tabla 2.4 se muestra los factores y niveles.

Tabla 2.4. Diseño de experimentos para las mediciones de dureza.

Zonas	Borde	Borde <sub>p</sub>	Centro	Centro <sub>p</sub>	/centro y borde	/centro y borde <sub>p</sub>
1	HV1 <sub>B</sub>	HV1 <sub>p</sub>	HV1 <sub>c</sub>	HV1 <sub>p</sub>	HV1 <sub>CB</sub>	HV1 <sub>CB</sub>
2	HV1 <sub>B</sub>		HV1 <sub>c</sub>		HV1 <sub>CB</sub>	
3	HV1 <sub>B</sub>		HV1 <sub>c</sub>		HV1 <sub>CB</sub>	
4	HV2 <sub>B</sub>	HV2 <sub>p</sub>	HV2 <sub>c</sub>	HV2 <sub>p</sub>	HV2 <sub>CB</sub>	HV2 <sub>CB</sub>
5	HV2 <sub>B</sub>		HV2 <sub>c</sub>		HV2 <sub>CB</sub>	
6	HV2 <sub>B</sub>		HV2 <sub>c</sub>		HV2 <sub>CB</sub>	
7	HV3 <sub>B</sub>	HV3 <sub>p</sub>	HV3 <sub>c</sub>	HV3 <sub>p</sub>	HV3 <sub>CB</sub>	HV3 <sub>CB</sub>
8	HV3 <sub>B</sub>		HV3 <sub>c</sub>		HV3 <sub>CB</sub>	
9	HV3 <sub>B</sub>		HV3 <sub>c</sub>		HV3 <sub>CB</sub>	



Las medidas se tomaron para los puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas correspondiendo de la manera siguiente:

Para la zona chill:  $a = b = c = 0$

Para la zona del centro:  $a = 0,5 \text{ mm}$ ,  $b = 1,5 \text{ mm}$  y  $c = 2,2 \text{ mm}$

Para la zona /centro y borde:  $a = 5,4 \text{ mm}$ ,  $b = 9,2 \text{ mm}$  y  $c = 12,5 \text{ mm}$ .

### 2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente  $Y$ , es siempre aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como 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 (Montgomery, 2013). La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_{12}} \quad (2.16)$$

Donde  $Y_1$  es la dureza obtenida en N;  $X_1$  es para la zona chill y  $X_2$  es para /centro y borde.

### 2.6.2. Cálculo de la varianza

Walpole *et al.* (2007), 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:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.17)$$

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 ( $N_o-1$ ).

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:



$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod}f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.18)$$

Donde  $N_o = j$  y  $K_o$ , son el número de coeficientes significativos.

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:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.19)$$

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

Es importante que el diseño sea lo más simple, pero, además, existe el problema de que la investigación se debe conducir de forma tal que sea económica y eficiente, se debe hacer todo esfuerzo posible por lograr ahorro de tiempo, de dinero, de personal y de material experimental (Walpole *et al.*, 2007; Torres-Treviño *et al.*, 2011).



## 2.7. Conclusiones del capítulo

- ✚ Para analizar el efecto de las tensiones, microestructura y dureza en la fundición blanca alto cromo, se diseñó un sistema de colada compuesto por seis barras, las cuales fueron obtenidas mediante el vertido del metal líquido en un molde de arena.
- ✚ Se estableció el procedimiento de cálculo del carbono equivalente de la fundición blanca a partir de su contenido de cromo, el cual tiene efecto inverso al silicio, con el cual se puede determinar el proceso de solidificación de la misma.
- ✚ Quedó establecido el procedimiento metodológico para determinar las tensiones de primer género en la fundición blanca alto cromo a partir de su distancia interplanar tensionada y no tensionada, la deformación de la red y el ancho del pico de difracción a partir de los planos (200), (211) y (220).

# **Capítulo 3**

## **Análisis de los resultados**



## CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

### 3.1. Introducción

La actualización de procesos productivos y el mejoramiento de equipos mineros permiten aumentar la productividad, disminuir el costo base de producción y de tiempos inactivos producto de las fallas en componentes, aumentando la vida útil de los equipos. Es por esta razón que, a la par de las mejoras tecnológicas de procesos productivos, se vuelve esencial que las aleaciones utilizadas sean mejoradas, es decir, se debe estudiar y optimizar sus propiedades. En la búsqueda de encontrar aleaciones que posean un comportamiento superior frente a condiciones extremas de desgaste, se vuelve necesario estudiar el comportamiento y las propiedades de las fundiciones blancas.

El objetivo del capítulo es determinar las propiedades físicas mecánicas y metalúrgica de la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A, caracterizada con su comportamiento microestructural, su dureza y su deformación interplanar para ser expuesta a desgaste.

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

El análisis químico de la fundición blanca alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A, como se observa en la tabla 3.1, 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 3.1. Composición química real de la fundición blanca, % en masa

Blanca alto cromo (Norma ASTM A 532 clase III tipo A)						
Carbono	Silicio	Manganeso	Cromo	Níquel	Molibdeno	Cobre
Real	Real	Real	Real	Real	Real	Real
2,76	1,19	0,56	29,64	2,04	0,03	0,03

De acuerdo con la composición química obtenida, se observa que, en la misma los elementos más representativos en esta aleación lo constituyen el Cr, el C, el Ni y el Si. Como el módulo de elasticidad del manganeso, el cromo y el molibdeno es muy alto, las adiciones al hierro fundido provocan un aumento del mismo. La presencia del cromo también favorece la formación de la perlita, pues aumenta la solubilidad del carbono en la austenita e impide de esta forma la formación de la ferrita.



Los elementos como el Mo, Ni, Si, y Mn se encuentran presentes en los hierros blancos en pequeñas proporciones. El molibdeno es adicionado en cantidades entre 0,5 y 3,5 %. Este elemento actúa como supresor de perlita y aumenta la templabilidad, además de que forma carburos según reporte de Chung *et al.* (2009). El níquel y el manganeso comúnmente se adicionan en contenidos hasta 2 % para mejorar la templabilidad e inhibir la formación de perlita. El níquel es encontrado exclusivamente en las regiones de la matriz, mientras que el manganeso se puede particionar parcialmente en los carburos, reduciendo así su efectividad, expuesto por Vapeani (2010). El contenido de silicio es comúnmente limitado a 1 % ya que contenidos mayores promueven la formación de perlita y disminuye la templabilidad.

Las fundiciones blancas alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A, presentan los mayores valores de resistencia y tenacidad usándose para las aplicaciones más severas que justifique un mayor costo, es comúnmente utilizada para la fabricación de bombas de voluta que transportan líquidos con sustancias abrasivas.

### **3.2.1. Resultados del carbono equivalente y la solidificación en la fundición blanca**

El carbono equivalente de la fundición blanca, según los elementos que se consideran en la ecuación 2.1 es de 3,8 %, que la caracteriza como una aleación hipoeutéctica, donde su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita primaria transformada, en martensita y carburos eutécticos. Por lo tanto, tendría una estructura totalmente eutéctica, lo cual implicaría una solidificación en austenita y carburos secundarios. Además, los carburos primarios son escasos y corresponden únicamente a efectos de segregación de carbono durante la solidificación de los granos de austenita, según lo reportan Pasini *et al.* (2021).

El volumen de carburo eutéctico del hierro blanco se determinó por las ecuaciones 2.2 y 2.3, donde el mismo es de 35,13 % para el diagrama de fases y de 46,98 % basado en el carbono equivalente. Estos resultados son indicativos de que, los contenidos son de carburos  $M_7C_3$ , los cuales son duros y frágiles y se van a encontrar interconectados en una matriz de austenita con pequeños contenidos de martensita (en condiciones de colada) por lo tanto, la fundición presentará buena resistencia al desgaste, criterio expuesto por Liu *et al.* (2016).

Han reportado Galindo-Medina; Fernández-Columbié (2019) que, la estructura de los carburos eutécticos en los hierros blancos al cromo es influenciada por el cromo, ya que es un elemento formador de carburos, por lo tanto, una buena combinación de resistencia al desgaste y

tenacidad se presenta con contenidos de carburo eutéctico entre 25 y 35 %; no obstante, con estos contenidos obtenidos, se mejora la resistencia al desgaste sin afectar la tenacidad al inducir la formación de otros carburos en condiciones de colada. Estos tienen una estructura cristalina hexagonal y solidifican en forma de colonias de barras o placas (granos eutécticos). En contraste, la matriz austenítica de colada es tratada térmicamente para formar una mezcla martensita/austenita con pequeñas cantidades de carburos secundarios precipitados en las dendritas de la matriz, criterio que ha sido expuesto por Bedolla-Jacuinde *et al.* (2015).

A partir del diagrama ternario de fases Fe-Cr-C, se determinó la composición química en relación Cr/C y  $C_{eq}$ , la cual fue ploteada en la superficie del líquido. En la figura 3.1 se muestra el resultado obtenido.

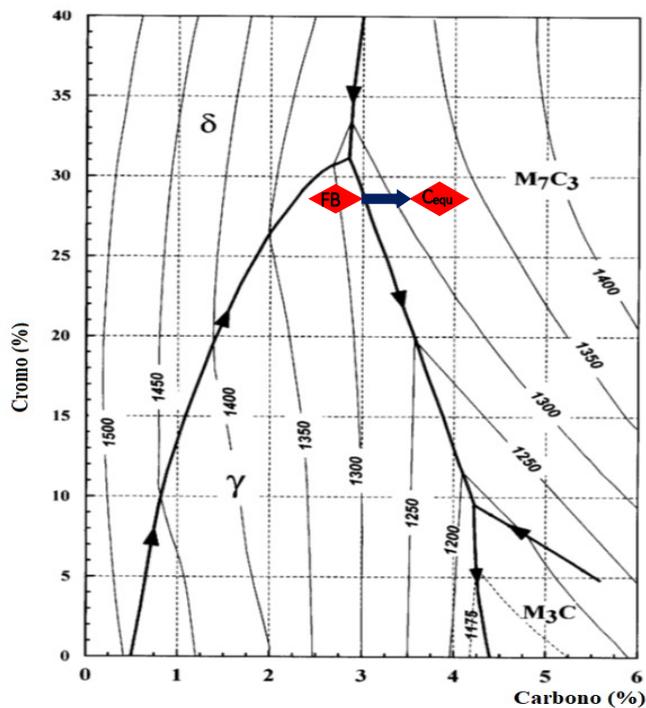


Figura 3.1. Fase de solidificación del hierro blanco alto cromo en el diagrama Fe-Cr-C.

El proceso de solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita primaria, al avanzar la solidificación y disminuir la temperatura el líquido remanente se enriquece de soluto hasta que alcanza la composición eutéctica, donde el líquido enriquecido se transforma en eutéctico  $\gamma$ - $M_7C_3$ , según lo exponen Fernández-Pariente; Belzunce-Varela (2008). La matriz ya solidificada está formada por una red de carburos eutécticos del tipo  $M_7C_3$  en una matriz de austenita. Si los contenidos de aleantes son lo suficientemente altos, es posible que la estructura austenítica se retenga hasta temperatura ambiente, sin embargo, es común que durante el



enfriamiento parte de la austenita se transforme a martensita, lo cual puede ser benéfico ya que la dureza del material será superior a aquella que tendría un material austenítico, criterio expuesto por Thorpe y Chicco (1985).

Por lo tanto, el papel de esta matriz que se encontrará rodeando los carburos eutécticos es proveer un suficiente soporte mecánico para impedir su agrietamiento, su deformación y fragmentación, según lo han reportado Sare y Arnold (1995). Los objetivos principales es la precipitación de carburos secundarios y la transformación de la matriz austenítica primaria para martensita, expuesto también por Abdel El-Aziz *et al.* (2017).

El % de contenido de austenita en la fundición se determinó a partir de la ecuación 2.4 el cual es de 20,6 %, luego por la ecuación 2.5, se calculó el % de contenido para la fase de la cementita, la cual es de 79,4 %. Esto permite plantear que, esta austenita desestabilizada se transforma más fácilmente en martensita al momento del enfriamiento, lo que a su vez mejora las propiedades mecánicas de la matriz. Bajo ciertas condiciones termodinámicas, la transformación se ve retrasada, presentándose a temperatura ambiente regiones de austenita retenida, por otro lado, como esta fase es el resultado de la cristalización primaria, pero por su cercanía a la transformación eutéctica es la que predomina en la microestructura, según el criterio de Mampuru (2016).

En cuanto a la fase de la cementita y según el diagrama hierro - carburo de hierro (cementita), este carburo se precipita durante los tres periodos importantes (hierro con 3 % carbono), desde el estado líquido, se forman cristales de austenita que disuelven cada vez más carbono hasta llegar a la temperatura eutéctica, donde el líquido remanente reacciona para formar el eutéctico cementita. Como la reacción ocurre a alta temperatura (1 100 °C) la cementita se forma como una mezcla gruesa, referido por Rivera *et al.* (2000); Orłowicz *et al.* (2017).

### 3.3. Análisis del comportamiento microestructural en la muestra 1

Se realizó el análisis microestructural de la fundición blanca alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A. Se tuvo en cuenta la microestructura patrón de la fundición blanca que está compuesta por una estructura de carburos eutécticos del tipo  $Cr_7C_3$ , austenita y martensita, por lo que la fundición obtenida debe presentar elementos como estos para considerarse una fundición blanca. Se analizó la muestra 1. En la figura 3.2 se muestra las fases obtenidas.

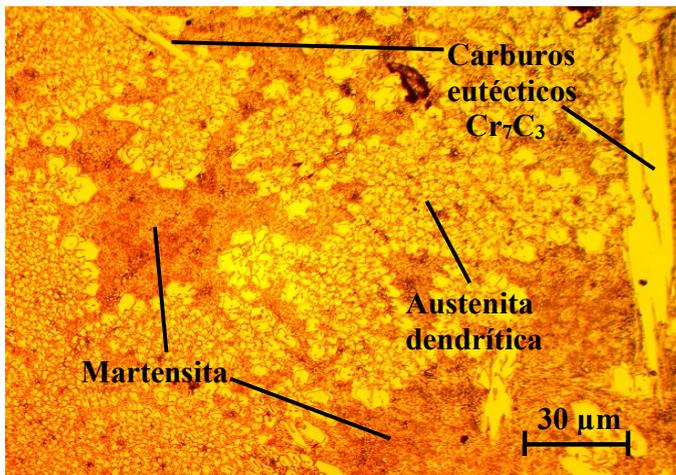


Figura 3.2. Muestra 1.

Se observa una estructura martensítica con carburos eutécticos del tipo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , debido a la transformación metaestable producto de la desestabilización de la austenita. Tanto las dendritas primarias de austenita como las láminas presentes en la matriz eutéctica se transforman a fase martensítica, produciendo un incremento significativo en la dureza. Esta transformación no es completa presentándose una cantidad de austenita retenida la cual reduce su resistencia a la abrasión y favorece el proceso de *spalling* (estillamiento).

En la microestructura de colada, obtenidas a elevada temperatura, se obtiene una austenita aleada y con un contenido alto de carbono, templeable, que se transforma parcialmente en martensita, en el enfriamiento. En la estructura, la fase predominante son la martensita y austenita, se observa la existencia de los carburos, especialmente de los precipitados, de difícil cuantificación en virtud de su tamaño.

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 ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).

Para solucionar esta problemática el material se puede someter a un tratamiento térmico de revenido entre 205 a 230 °C de 2 a 4 horas para restaurar algo de la tenacidad de la matriz y hacer un alivio de tensiones residuales con el fin de transformar la austenita retenida a un microconstituyente estable, sin ir en detrimento de sus propiedades mecánicas, la dureza, de acuerdo con García (2001); Fernández-Columbié *et al.* (2016).

### 3.3.1. Comportamiento microestructural en la muestra 2

La estructura de la figura 3.3 se corresponden con la muestra 2, donde se observan variaciones en las morfologías de los granos.

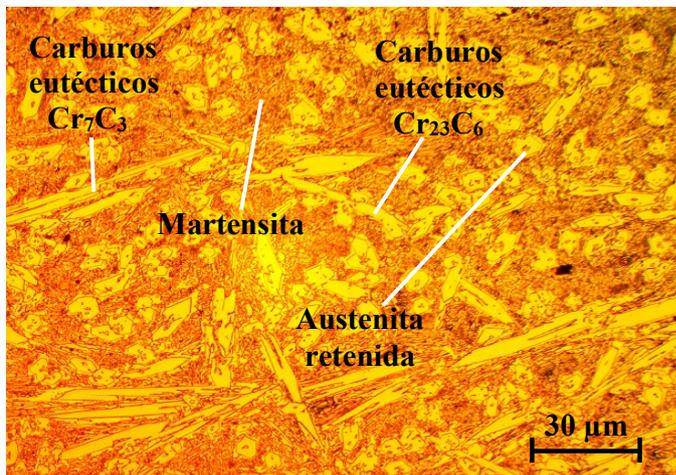


Figura 3.3. Muestra 2.

En la estructura en estado bruto de colada, puede observarse los carburos eutécticos característicos de la solución sólida hipoeutéctica, rodeados de la matriz austenítica. Se observa la presencia de carburos de cromo del tipo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  y  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  eutécticos y austenita primaria y eutéctica en estado de suministro comportamiento de una fundición hipoeutéctica. Los resultados muestran un marcado incremento en la resistencia a la abrasión por la generación de carburos de cromo en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A con alto contenido de cromo (Cr 29,64 %).

El carburo  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , puede precipitar durante el enfriamiento o calentamiento en el rango de temperaturas entre 500 y 850 °C. Generalmente se realiza un tratamiento de recocido para disolver los carburos a altas temperaturas (mayor 1 050 °C), debido a que es soluble en austenita a altas temperaturas. Su composición es variable y están compuestos principalmente entre el 9 y el 30 % de cromo y de 1 a 2 % de carbono. Presenta una estructura cúbica centrada en las caras, criterio que ha sido expuesto por Sourmail (2001); David *et al.* (2001).

El carburo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , es una fase menor, se reporta que el mismo permanece como el principal en estructuras austenítica, incluso después de largos tiempos de permanencia. Es resistente a la disolución a elevadas temperaturas y se pueden formar durante un tratamiento posterior a la solidificación, presenta una estructura hexagonal según los criterios de Hao-Huai (2007).

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

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

### 3.3.2. Microestructura de la muestra 3

Se analizó la estructura resultante obtenidas en la muestra 3. La figura 3.4 es relacionada con los resultados obtenidos en la misma.

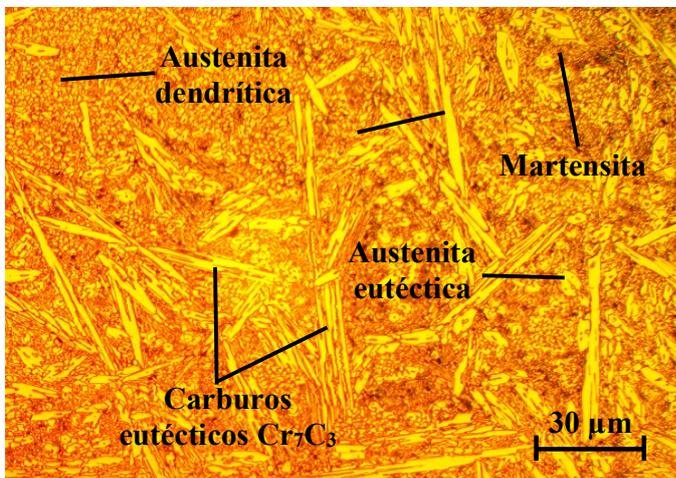


Figura 3.4. Muestra 3.

En la microestructura se pueden observar regiones de dendritas de austenita después del proceso de fundición, con pequeños carburos precipitados y la martensita, siendo menor la fracción volumétrica de austenita retenida. 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 es



que consiste en granos gruesos, orientado al azar, blanca en su totalidad y relativamente regular en su sección. La fundición está 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).

En los análisis microestructurales realizados se observa la formación de carburos eutécticos del tipo  $Cr_7C_3$ , al ser el contenido de cromo mayor al 10 %, se forman estos carburos eutécticos en relación a los  $Fe_3C$ , que predominan a bajos contenidos de cromo. Sin embargo, de forma más significativa, altos contenidos de cromo causan un cambio en el patrón de solidificación hacia una estructura en la cual los de  $Cr_7C_3$  son rodeados por una matriz de austenita o sus productos de transformación, según Hao-Huai (2007).

Ha sido expuesto por Chung *et al.* (2009) que, la relativa buena resistencia a la abrasión, dureza y resistencia a la corrosión de las fundiciones blancas con alto cromo, ha llevado al desarrollo de una serie de fundiciones blancas martensíticas o austeníticas, que contienen entre el 12 y el 28 % de cromo.

### 3.4. 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) y 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

Muestras	1	2	3
Muestra 1	645	648	650
Muestra 2	655	660	665
Muestra 3	670	680	685

En la tabla se observa que, en correspondencias con las muestras analizadas, existe variación de la dureza según los microconstituyentes obtenidos, en la medida que se realizó el barrido, en la muestra 1, esta propiedad es 647,6 HV promedio, sin embargo, en la muestra 2 se incrementa hasta un valor de 660 HV y en la 3 es de 678,3 HV. Los cambios ocurridos en las variaciones de las durezas, presumiblemente estén asociados a los bruscos calentamiento y enfriamiento, al



contenido de los elementos de aleación, el cromo en primer lugar, luego el carbono, lo que ha sido planteado también por Bedolla-Jacuinde *et al.* (2003). La dureza de 678,3 HV la proporciona el carburo de cromo, lo que demuestra que este microconstituyente le proporciona elevada resistencia al desgaste, según Nava (2000); Sánchez (2003); Fukaura *et al.* (2004).

### 3.5. Análisis de las tensiones por difracción de rayos x

Para determinar las tensiones de primer y segundo género que caracterizan la deformación de la estructura en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A en bruto de colada, se tienen en cuenta parámetros como son: el comportamiento de las macro y microdeformaciones, el análisis de la distancia interplanar no tensionada y la tensionada, la determinación de la anchura a media altura, el comportamiento del dominio cristalito, el comportamiento de la deformación y el análisis de la deformación media de la red. El análisis de las microdeformaciones se realiza para los índices de Miller  $111_{hkl}$ ,  $211_{hkl}$  y  $220_{hkl}$  y se consideran la longitud de onda y el coeficiente K para cada ángulo de difracción.

#### 3.5.1. Comportamiento de las macro y microdeformaciones

De los resultados obtenidos de la tensión en muestra de la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A en bruto de colada, se pudo establecer los parámetros de las macrotensiones, donde la intensidad de los rayos X producidos por cada elemento dependió de la cantidad del mismo, de modo que el espectro en energía de los rayos X emitidos (intensidad versus energía) contiene dos niveles de información: por una parte, al espectro continuo se le superpone al característico, donde la posición de cada pico indica la energía de una radiación X, de ello se pudo determinar:

- ✚ Existen componentes de cizalladura no nulas que son mayores en las superficies tratadas del cilindro (CT).
- ✚ Los ángulos  $\alpha$  que forman la tensión principal  $\sigma_I$  con el eje de la barra son significativos en los casos analizados, indicando que las direcciones principales del tensor no coinciden con los ejes del sistema de referencia seleccionado ( $ZZ'$  y  $\varphi\varphi$ ).
- ✚ En el proceso de fundición el contacto molde-pieza, aumentan las tensiones de compresión en las superficies tratadas.

Para evaluar las microdeformaciones en la muestra de la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A se efectuó un barrido sobre la superficie de la muestra donde se consideró ángulo de posición  $2\theta$  para 12 ángulos de difracción, con los cuales permitiera determinar la anchura a

media altura a partir de la longitud de onda, el tamaño de las partículas y el  $\text{sen}\theta$ , todos estos parámetros para los índices de Miller ( $hkl$ ), calculados por las ecuaciones desde la 2.9 hasta la 2.15. En la figura 3.5 se muestra el difractograma obtenido para la muestra 1.

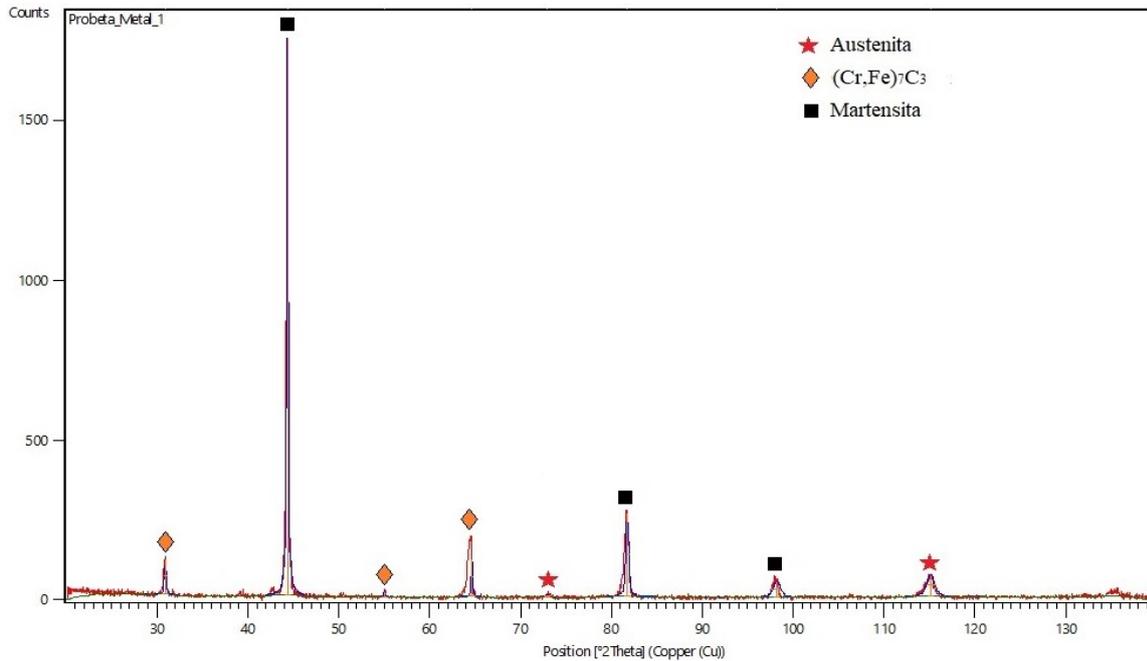


Figura 3.5. Difractograma para la muestra 1.

El difractograma de la probeta 1 muestra los picos de la austenita que difracta a  $72,9^\circ$  y  $115,1^\circ$  y, también se observan los picos de la martensita con ángulos de difracción en  $44,3^\circ$ ;  $81,7^\circ$  y  $98,2^\circ$ , se pudo determinar los picos de carburos del tipo  $M_7C_3$  que difracta a  $30,9^\circ$ ;  $55,0^\circ$  y  $64,6^\circ$ . Las fases y los carburos se corresponden con los obtenidos en la microscopía óptica.

En el difractograma se muestra otros picos, los cuales pudieran corresponder a otra fase, sin embargo, ha reportado Kim (1979) que, los metales o aleaciones coladas presentan estructuras parcialmente texturizadas de manera que los diferentes cristales pueden o no generar intensidad de difracción en el patrón. Es decir, a pesar de que el contenido de fases sea constante en dos muestras, es posible que en una se detecten los picos de algún plano mientras que en la otra están ausentes. Esto se debe a la direccionalidad microestructural de la muestra.

Por otro lado, para un material libre de tensiones, el valor de la distancia interplanar para una familia de planos, es independiente de sus orientaciones con respecto a la muestra, en caso contrario la variación será función de la orientación del plano respecto a la tensión, según lo han reportado Fernández-Columbié *et al.* (2012); Fernández-Columbié *et al.* (2021).

En la tabla 3.3 se muestra los resultados obtenidos de la evaluación de las microdeformaciones en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A en bruto de colada para la probeta 1.

Tabla 3.3. Resultados de las microdeformaciones para la probeta 1

Pos. [°2Th.]	Height [cts]	FWHM Left [°2Th.]	d-spacing [Å]	Rel. Int. [%]
30,9077	113,60	0,2244	2,89084	6,20
44,3734	1832,99	0,2448	2,03985	100,00
55,0429	17,85	0,2448	1,66702	0,97
64,6798	116,13	0,2244	1,43997	6,34
72,9315	9,57	0,6528	1,29605	0,52
81,7598	259,36	0,3672	1,17697	14,15
98,2171	48,79	0,8976	1,01898	2,66
115,1693	65,60	0,9792	0,91248	3,58

Para ocho diferentes posiciones del ángulo de difracción [°2θ], existe un ancho integral a media altura del pico de difracción ( $\beta$ ), lo cual modifica a su vez la distancia interplanar tensionada, debido a la presencia de las tensiones residuales, lo cual provoca una contracción de acuerdo al módulo de Poisson, reduciendo el espaciado interplanar y como consecuencia, se produce un ligero aumento del valor del ángulo de difracción [°2θ].

En la figura 3.6 se muestra el difractograma obtenido para la muestra 2 de la fundición blanca.

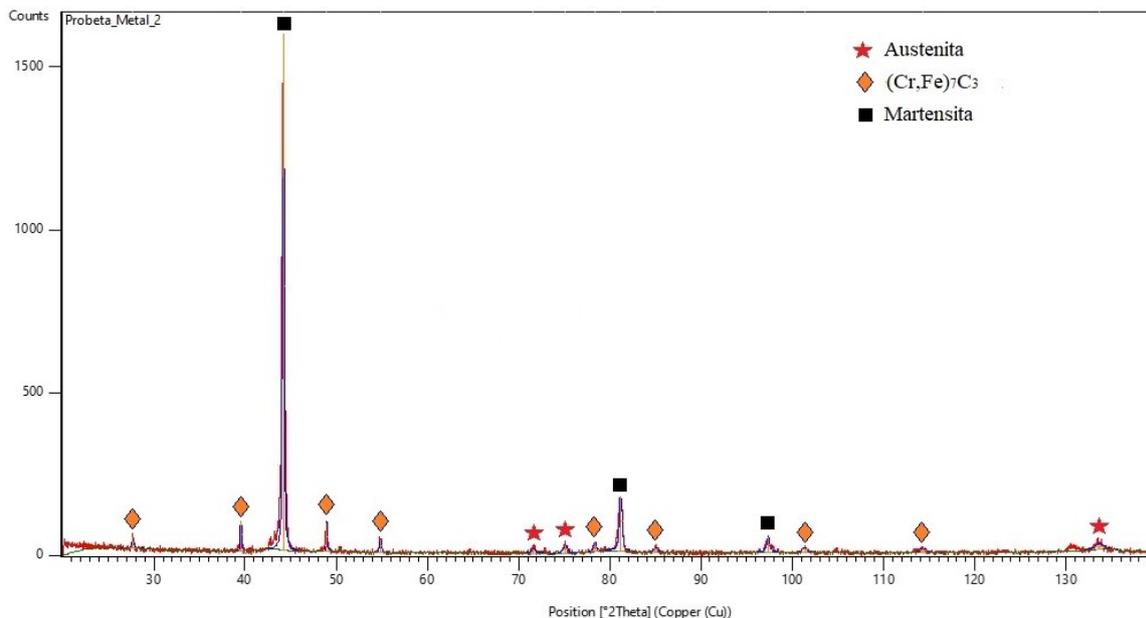


Figura 3.6. Difractograma para la muestra 2.

En la probeta 2 para un barrido de 14 ángulo de posición °2Th, se muestra lo picos de la austenita que difracta a 72,9°; 75,1° y 133,6° y, los picos de la martensita con ángulos de



difracción en 44,3°; 81,1° y 98,2°, por otro lado, se pudo determinar que en esta probeta, los picos de los carburos del tipo  $M_7C_3$ , difractan a 30,9°; 48,9°; 54,8° 78,3°; 85,0°; 101,3° y 114,3°. Según los resultados obtenidos de la difracción de rayos X, en esta probeta la cantidad de posición del ángulo estuvo asociado a la formación de carburos observados en la estructura.

En la tabla 3.4 se muestra los resultados obtenidos de la evaluación de las microdeformaciones en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A en bruto de colada para la probeta 2.

Tabla 3.4. Resultados de las microdeformaciones para la probeta 2

Pos. [°2Th.]	Height [cts]	FWHM Left [°2Th.]	d-spacing [Å]	Rel. Int. [%]
27,7016	34,88	0,2448	3,21770	2,15
39,5510	100,31	0,1224	2,27673	6,18
44,2089	1623,39	0,2040	2,04705	100,00
48,9719	91,24	0,1632	1,85851	5,62
54,8548	41,88	0,2448	1,67229	2,58
71,5962	14,12	0,4896	1,31691	0,87
75,1031	27,21	0,5712	1,26387	1,68
78,3600	28,72	0,4080	1,21929	1,77
81,1845	180,77	0,3672	1,18385	11,14
85,0066	15,21	0,5712	1,14012	0,94
97,3744	46,88	0,4080	1,02554	2,89
101,3583	14,81	0,6528	0,99572	0,91
114,3262	12,37	0,8160	0,91679	0,76
133,6630	19,28	1,1424	0,83787	1,19

En esta probeta, independientemente que se ha empleado el mismo ángulo de posición, se puede observar que, al ancho integral a media altura del pico de difracción (FWHM) y a la distancia interplanar no tensionada, le corresponden valores que difieren de la probeta 1. Como en el análisis de la distancia interplanar tensionada la muestra se ha girado un ángulo, las tensiones residuales presentes en la superficie hacen aumentar el espaciado interplanar de los planos que difractan más allá del estado libre de tensiones, y el ángulo de difracción disminuye, según el criterio de Bedolla-Jacuinde *et al.* (2015); Fernández-Columbié *et al.* (2021).

Para el espectro analizado, los diferentes picos de difracción que se obtienen al variar el ángulo de difracción y las distancias interplanares (d) propias de la difracción características de cada componente microestructural, se puede deducir los microconstituyentes presentes en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A en bruto de colada. Los efectos que han causado las tensiones internas son del tipo microscópico y se pueden considerar como: dislocaciones,

fallas de apilamiento, vacancias, gradientes de composición o de tensión, límites de granos, por los cuales ha existido variación de la distancia interplanar.

En la figura 3.7 se muestra el difractograma obtenido para la muestra 3 de la fundición blanca.

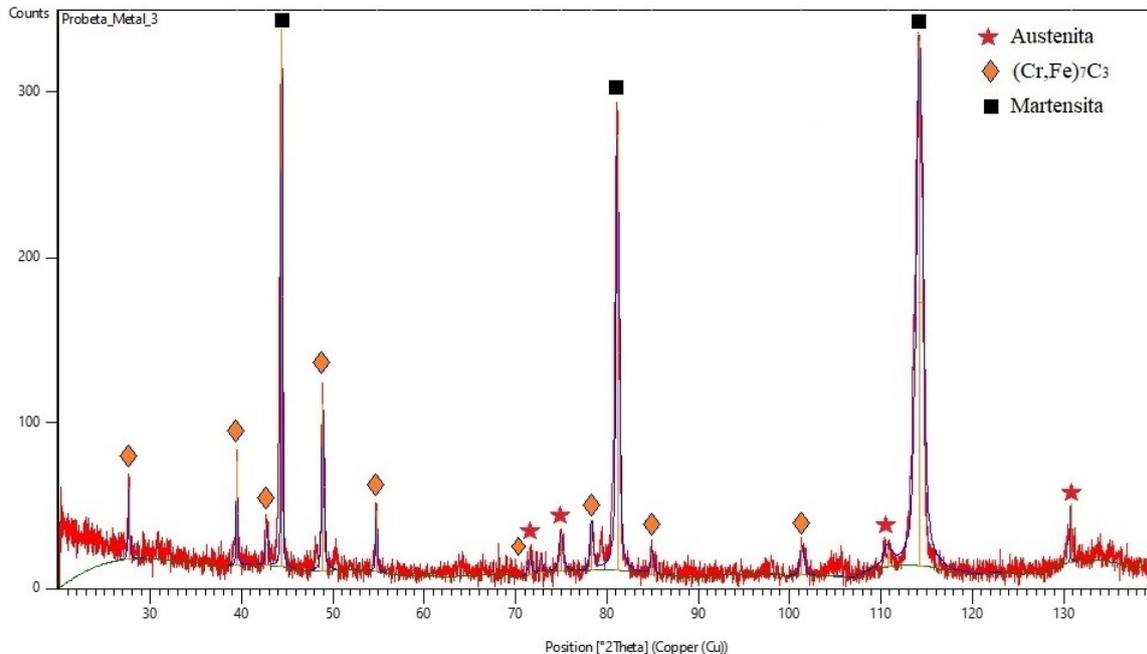


Figura 3.7. Difractograma para la muestra 3.

Para 16 ángulo de posición  $^{\circ}2\theta$ , en esta probeta los picos de difracción de la austenita difractan a  $72,9^{\circ}$ ;  $75,0^{\circ}$ ;  $110,7^{\circ}$  y  $130,7^{\circ}$ , los picos de la martensita con ángulos de difracción a  $44,4^{\circ}$ ;  $81,2^{\circ}$  y  $114,2^{\circ}$ ; los picos de los carburos del tipo  $M_7C_3$ , difractan a  $27,6^{\circ}$ ;  $39,5^{\circ}$ ;  $42,7^{\circ}$ ;  $48,9^{\circ}$ ;  $54,7^{\circ}$ ;  $71,5^{\circ}$ ;  $78,3^{\circ}$ ,  $84,9^{\circ}$  y  $101,3^{\circ}$ . Donde del número total de nueve picos, se corresponden con estos carburos, los cuales tienen como objetivo reforzar la matriz y están en correspondencia con lo observado en la estructura.

La altura de los picos se incrementa, lo que provoca su ensanchamiento, por el efecto del refinamiento de la microestructura (disminución del dominio cristalito) y por el aumento de la tensión residual (microdeformaciones). Ambos efectos están relacionados con la deformación de la red durante el proceso de solidificación de la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A. Este ensanchamiento está influenciado, además por la reducción del tamaño del grano, el cual provoca un aumento de la densidad de dislocaciones, defectos de apilamiento reticular y un incremento de las tensiones residuales de segundo género, expuesto también por Higuera-Cobos *et al.* (2017).



Se determinó que, la estructura en condiciones de colada de las tres probetas está compuesta por una red de carburos eutécticos del tipo  $M_7C_3$  en una matriz de martensítica.

En la tabla 3.5 se muestra los resultados obtenidos de la evaluación de las microdeformaciones en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A en bruto de colada para la probeta 3.

Tabla 3.5. Resultados de las microdeformaciones para la probeta 3

Pos. [ $^{\circ}2\theta$ .]	Height [cts]	FWHM Left [ $^{\circ}2\theta$ .]	d-spacing [ $\text{\AA}$ ]	Rel. Int. [%]
27,6832	43,32	0,1417	3,21979	13,28
39,5185	62,91	0,1133	2,27853	19,29
42,7339	25,37	0,1700	2,11423	7,78
44,4058	326,06	0,0992	2,03844	100,00
48,9346	101,21	0,2267	1,85984	31,04
54,7989	37,47	0,1700	1,67387	11,49
71,5838	9,44	0,3400	1,31710	2,90
72,8313	8,53	0,1700	1,29759	2,62
75,0086	22,66	0,3967	1,26523	6,95
78,3396	28,61	0,2833	1,21956	8,77
81,2069	263,78	0,3117	1,18358	80,90
84,9793	13,25	0,3400	1,14041	4,06
101,3789	17,63	0,3967	0,99557	5,41
110,7368	11,55	0,6800	0,93617	3,54
114,2742	317,62	0,6233	0,91705	97,41
130,7926	36,22	0,0625	0,84722	11,11

Como puede observarse en la tabla, a través de los diferentes ángulos de posición, los planos de mayores incidencias lo ocupan la presencia de los carburos, donde existe un incremento de los picos de la martensita, sin embargo, es importante mencionar que los picos mostrados en el patrón de difracción son agudos en vez de anchos, característicos de aleaciones que se encuentran en estado nanocrystalino. Por otra parte, en la figura 3.7 se muestra cómo han cambiado los parámetros de red de esta muestra con relación a la 1 y la 2.

Tanto en la figura 3.7 y en la tabla 3.5 se observa que, para los diferentes índices de miller hay un cambio en la distancia interplanar para las tres muestras analizadas. También es observado un cambio en los parámetros de red y un cambio en volumen de la celda unitaria. Es importante mencionar que este efecto del cambio de los parámetros de red, así como del volumen de la celda unitaria podría estar asociado al efecto de la temperatura.

El valor del parámetro de red obtenido al operar el plano (111) nos indica una expansión mayor que en los cálculos que involucran los planos (211). Lo *et al.* (2009) señalan que, esto es un

indicio de la existencia de un proceso denominado tetragonalización, que indica un cambio de estructura cristalina: de cúbica a tetragonal. Sin embargo, este valor ligeramente diferente puede atribuirse a las tensiones residuales y a fallos de apilamiento en este plano.

### 3.5.2. Tamaño medio de la cristalita para la fundición alto cromo

Para obtener el tamaño medio de los dominios ordenados de la fase cristalina, se consideró la ecuación 2.14. Los parámetros analizados fueron la constante K, la longitud de onda y el ancho integral a media altura del pico máximo de difracción ( $\beta$ ). En la tabla 3.6 se muestra el tamaño medio de la cristalita para la fundición blanca para diferentes ángulos de difracción.

Tabla 3.6. Tamaño medio de la cristalita para las diferentes muestras

Tamaño de la cristalita para la muestra 1							
Planos	(111)	(111)	(211)	(220)			
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	30,9077	44,3734	55,0429	64,6798			
$t$ (nm)	30,9077	0,7387	0,8728	1,1731			
Planos	(220)	(211)	(220)	(111)			
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	72,9315	81,7598	98,2171	115,1693			
$t$ (nm)	0,5150	1,3361	5,5167	-0,5999			
Tamaño de la cristalita para la muestra 2							
Planos	(211)	(211)	(111)	(211)	(211)	(220)	(220)
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	27,7016	39,5510	44,2089	48,9719	54,8548	71,5962	75,1031
$t$ (nm)	0,6398	1,4688	0,9484	1,2946	0,9840	0,8968	0,9439
Planos	(211)	(111)	(211)	(111)	(211)	(211)	(220)
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	78,3600	81,1845	85,0066	97,3744	101,3583	114,3262	133,6630
$t$ (nm)	1,6847	2,4627	2,7898	-2,6871	-1,0790	-0,4125	0,1758
Tamaño de la cristalita para la muestra 3							
Planos	(211)	(211)	(211)	(111)	(111)	(211)	(220)
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	27,6832	39,5185	42,7339	44,4058	48,9346	54,7989	71,5838
$t$ (nm)	1,0789	1,5045	1,0416	1,8237	0,8508	1,2512	0,9448
Planos	(220)	(220)	(211)	(111)	(211)	(211)	(220)
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	72,8313	75,0086	78,3396	81,2069	84,9793	101,3789	110,7368
$t$ (nm)	1,9705	0,9137	1,4706	1,5291	1,4018	-16,1812	1,2151
Planos	(111)	(220)					
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	114,2742	130,7926					
$t$ (nm)	-1,0006	-4,7708					

Para diferentes planos y ángulos de difracción, en la muestra de la fundición blanca se obtienen diferentes tamaños de cristalitas, las cuales son del orden desde los -16,1812 hasta los 1,9705 nm. Este comportamiento está asociado a la formación de celdas de dislocaciones por aniquilación o recombinación que reducen la energía del sistema y que dan lugar a una

estructura de subgranos, dentro del grano original, por tanto, una disminución del tamaño efectivo de la zona de coherencia cristalina. Por otro lado, tienden ser deformaciones no homogéneas e imperfecciones de la red cristalina. Han referido Fernández-Columbié (2011); Fernández-Columbié *et al.* (2012) que, el comportamiento obtenido tiene causas muy variadas, desde la formación de paredes densas de dislocaciones dentro de un grano, acumulación o apilamiento en las paredes de los granos y agrupamiento desordenado dentro del grano.

### 3.5.3. Comportamiento de la deformación media de red

Los cambios ocurridos en la fundición blanca ASTM A 532 clase III tipo A, a partir del ancho integral a media altura del pico máximo de difracción ( $\beta$ ) para diferentes posiciones del ángulo de difracción se determinó por la ecuación 2.15. En la tabla 3.7 se muestra los resultados.

Tabla 3.7. Deformación media de la red para las diferentes muestras

Deformación media de red para la muestra 1							
Planos	(111)	(111)	(211)	(220)			
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	30,9077	44,3734	55,0429	64,6798			
$e$ (nm)	0,1063	0,0731	0,0522	0,0347			
Planos	(220)	(211)	(220)	(111)			
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	72,9315	81,7598	98,2171	115,1693			
$e$ (nm)	0,0738	0,0270	0,0062	-0,0594			
Deformación media de red para la muestra 2							
Planos	(211)	(211)	(111)	(211)	(211)	(220)	(220)
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	27,7016	39,5510	44,2089	48,9719	54,8548	71,5962	75,1031
$e$ (nm)	0,1316	0,0427	0,0612	0,0421	0,0525	0,0585	0,0588
Planos	(211)	(111)	(211)	(111)	(211)	(211)	(220)
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	78,3600	81,1845	85,0066	97,3744	101,3583	114,3262	133,6630
$e$ (nm)	0,0360	0,0279	0,0342	0,0042	-0,0034	-0,0466	-0,1668
Deformación media de red para la muestra 3							
Planos	(211)	(211)	(211)	(111)	(111)	(211)	(220)
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	27,6832	39,5185	42,7339	44,4058	48,9346	54,7989	71,5838
$e$ (nm)	0,0762	0,0396	0,0507	0,0256	0,0487	0,0203	0,0386
Planos	(220)	(220)	(211)	(111)	(211)	(211)	(220)
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	72,8313	75,0086	78,3396	81,2069	84,9793	101,3789	110,7368
$e$ (nm)	0,0175	0,0350	0,0215	0,0187	-0,0018	-0,0168	-0,0289
Planos	(111)	(220)					
Ángulo [ $^{\circ}2\theta$ ]	114,2742	130,7926					
$e$ (nm)	-0,0355	-0,0082					

Se observa que, los parámetros de red determinados en cada uno de los planos, varían según se rota el ángulo de difracción de Bragg, por lo que provoca la variación en la magnitud del ancho



integral del pico de difracción máximo, por lo tanto, con este se manifiesta la presencia de tensiones residuales que inducen cambios en el espaciamiento interplanar y en el parámetro de red de la celda unitaria, dando origen al ensanchamiento y corrimiento de los picos de difracción, en relación con la ubicación de  $2\theta$ , lo que origina tensiones internas (compresión) entre granos vecinos, densificándose la capa superficial con el favorecimiento de los niveles de dureza, dentro ciertos límites de espesor.

Las tensiones macroscópicas o macrotensiones se obtienen como resultados de la extensión de los granos por encima de lo medido en el material no tensionado, sin embargo, esta anomalía también puede atribuirse a la tensión desequilibrada entre la superficie y el volumen del material en los bordes de los granos o por las tensiones desequilibradas por el movimiento de las dislocaciones, las cuales incrementan el signo de las deformaciones durante el proceso de solidificación de la aleación, expuesto también por Higuera-Cobos *et al.* (2017).

Un corrimiento en algunos picos de difracción del espectro con respecto al del material libre de tensiones, es indicativo de la existencia de macrotensiones. Esto ocurre porque hay un desajuste de volumen entre distintas zonas del material ya sea por una deformación plástica no homogénea (como las causadas por trabajo mecánico), por diferencias en los coeficientes de dilatación térmica, por introducción de átomos en las cercanías de la superficie o por defectos, criterio que coincide además con Fernández-Columbié *et al.* (2021).

### 3.6. Procesamiento estadístico de los datos

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las durezas en cada una de las muestras analizadas a diferentes distancias, para definir si los efectos de las variables son significativos. En la tabla 3.8 se muestra los resultados del análisis de regresión.

Tabla 3.8. Análisis de regresión

Parámetro	Estimación	Error estándar	Estadístico T	Valor-P	
CONSTANTE	652.369	3.06361	212.941	0.0000	
Distancia	2.83663	0.450572	6.29562	0.0033	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de Cuadrados	Gl	Cuadrado Medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	918.17	1	918.17	39.63	0.0033
Residuo	92.6629	4	23.1657		
Total (Corr.)	1010.83	5			

R-cuadrada = 90.833 por ciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 88.5413 por ciento

Error estándar del est. = 4.81308

Error absoluto medio = 3.41262

Estadístico Durbin-Watson = 1.2714 (P=0.0349)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = 0.140462

Se estableció la estimación del modelo del tipo  $10+2*X+3*Y*X*Y$  para un gráfico de superficie de respuesta como se muestra en la figura 3.8. Se observa la variación de la dureza a diferentes distancias.

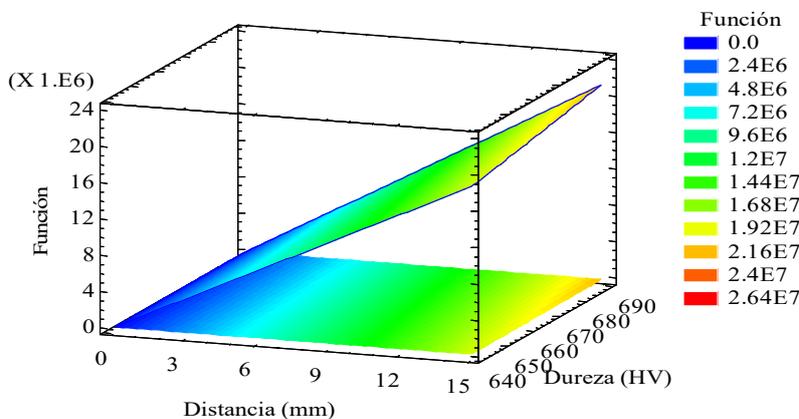


Figura 3.8. Gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables.

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Dureza y 1 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dureza = 652.36 + 2.8366 \cdot Distancia$$

Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es menor que 0.05, existe una relación estadísticamente significativa entre las variables con un nivel de confianza del 95.0 %. El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo así ajustado explica 90.833 % de la variabilidad en Dureza. El estadístico R-Cuadrada ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes, es 88.5413 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 4.81308. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones de dureza. El error absoluto medio (MAE) de 3.41262 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. Puesto que el valor-P es menor que 0.05, hay indicación de una posible correlación serial con un nivel de confianza del 95.0 %.

Para determinar si el modelo puede simplificarse, note que el valor-P más alto de las variables independientes es 0.0033, que corresponde a Distancia. Puesto que el valor-P es menor que 0.05, ese término es estadísticamente significativo con un nivel de confianza del 95.0%. Consecuentemente, probablemente no quisiera eliminar ninguna variable del modelo.

### 3.7. Costos del proceso de fundición

Los costos son los recursos aplicados en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, los gastos aquellos aplicados en el período contable en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período. En la tabla 3.9 se muestra los costos asociados al proceso de fundición de las muestras.

Tabla 3.9. Costos del proceso de fundición

<b>Ficha de costo para producir una pieza</b>				
Materiales	U	Cantidad	Precio	Importe
Arrabio	t	0,0538	1 255,60	67,55
Palanquilla	t	1,4754	3 097,49	4 570,04
Ferromanganeso	t	0,0046	3 142,17	14,45
Ferrosilicio	t	0,0011	3 454,78	3,80
Manganeso metálico	t	0,0046	3 142,17	14,45
<b>Sub total (1)</b>			<b>14 092.21</b>	<b>4 670.29</b>
<b>Otros materiales</b>				
Hormigón refractario	t	0,02	2 401,04	48,2
Bentonita natrificada	t	0,13	2 075,56	269,82
Carbón antracita	t	0,0035	1 717,31	6,01
Alcohol etílico	L	15	8,86	132,88
Silicato metalúrgico	t	0,05	1 398,61	69,93
Silicato metalúrgico	t	0,05	1 398,61	69,93
Lingote de aluminio	t	0,0031	8 840,02	27,40
Miel final	t	0,028	1 755,97	49,17
<b>Sub total (2)</b>			<b>19 595.98</b>	<b>673.34</b>
<b>Total</b>			<b>33 688.19</b>	<b>5 343.63</b>

Al confeccionar las fichas de costos o de precios se clasificó los gastos en directos e indirectos. Los primeros comprenden aquellos que de una forma u otra forman parte del costo del producto o servicio a elaborar estando contenidos en el mismo o no. En la tabla 3.10 se muestra los costos por concepto de materiales directos.



Tabla 3.10. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad (g)	Precio	Importe
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
Sub total			<b>14,94</b>	<b>162,50</b>

Para la asignación de los costos de mano de obra de las órdenes de trabajo, es fundamental conocer el tratamiento que se considera a los diferentes ítems que conforman este costo. En la tabla 3.11 se muestra los costos totales de la mano de obra directa.

Tabla 3.11. Costos de la mano de obra directa e indirecta

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>861,87</b>

Los costos estimados en la tabla 3.11 se relacionan con los costos directos e indirectos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, por lo que 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 ASTM A 532 clase III tipo A, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos tiene un precio de 33 748,74 y un importe de 6 368,0 CUP.

### 3.7.1. Costos de la difracción

Se establecieron los costos en los que incide el análisis de difracción de rayos X. En la tabla 3.12 se muestra la incidencia de los mismos para las tres muestras analizadas.

Tabla 3.12. Costos de los análisis de difracción de rayos x

ORGANISMO: MINEM	U/M: MP	
Evaluación de resultados	PLAN PRODUC	
	MONEDA	
CONCEPTO DE GASTOS	TOTAL	CUP
Materias Prima y Materiales	<b>22,41</b>	<b>4,59</b>
Materiales	7,35	4,59
Combustibles y lubricantes	0,00	0,00
Energía eléctrica	13,99	0,00
Utiles y Herramientas (AGUA)	1,07	
<b>Sub total (Gastos de elaboración)</b>	<b>286,7</b>	<b>27,7</b>
<b>Gastos de fuerza de trabajo</b>	<b>108,58</b>	<b>0,27</b>
Salarios	<b>99,28</b>	
Vacaciones	9,02	
<b>Gastos indirectos de producción</b>	<b>101,89</b>	<b>12,77</b>
Materiales	2,86	1,73
Combustibles y lubricantes	1,20	1,15
Energía eléctrica	0,00	0,00
Salarios	28,89	0,00
Amortización	9,67	0,00
Otros gastos	49,45	9,90
<b>Gastos generales y de administración</b>	<b>75,57</b>	<b>14,14</b>
Materiales	0,68	0,62
Combustibles y lubricantes	0,99	0,99
Energía eléctrica	0,00	0,00
Salarios	39,29	0,00
Amortización	4,68	0,00
Otros gastos	16,57	6,85
<b>Gastos Bancarios</b>	<b>0,65</b>	<b>0,52</b>
<b>Gastos Totales o Costo de Producción</b>	<b>309,10</b>	<b>59,99</b>
Contribución a la Seguridad Social	24,92	
Gastos de Seguridad Social a corto plazo	2,99	
Impuesto por Utiliz de la Fuerza de Traba	9,97	
Margen utilidad S/ base autorizada 10%	43,00	
<b>PRECIO S/ ESTABLECIDO POR EL MFP</b>	<b>1004,18</b>	



Por la ficha de precio establecida en el CEDINIQ se establecieron los costos de los análisis de difracción, los cuales incurren en un monto total de 1004,18 CUP. La suma de ambos costos da como resultados un precio de 34 707,31 CUP y un importe de 6 427,99 CUP.

### **3.8. Incidencia en el impacto ambiental**

Actualmente el medio ambiente es una de las principales preocupaciones de la sociedad, debido a que el hombre con el uso irracional de los recursos naturales ha puesto en peligro la supervivencia de la humanidad. Las distintas fases del proceso de fundición generan emisiones a la atmósfera como polvo y materia particulada con distintos niveles de óxidos minerales, metales (principalmente manganeso y plomo) y óxidos metálicos. Las emisiones de polvo proceden de los procesos térmicos (hornos de fundición) y químicos/físicos (moldeo y producción de machos) y de acciones mecánicas (manejo de materias primas, principalmente arena y los procesos de desmolde y acabado).

Durante el proceso de 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 hornos generan un volumen de materia particulada (coque, cenizas volátiles, sílice, óxido y caliza). Los índices más bajos de emisiones se asocian con otros tipos de hornos de fusión, especialmente los hornos de inducción. Las emisiones de carga durante la fundición de metales oscilan entre valores insignificantes para metales no ferrosos hasta más de 10 kilogramos por tonelada (kg/ton) para el fundido de hierro en hornos de cubilote.

La gran cantidad de arena empleada en el fundido en moldes no recuperables genera emisiones de polvo durante las distintas fases de moldeo y produce partículas no metálicas, partículas de óxido metálico y hierro metálico. Las partículas no metálicas resultan de los procesos de fundición, desmolde y acabado. La arena residual procedente de las fundiciones que emplean moldes de arena constituye una fuente significativa de residuos por volumen. La arena de moldeo y de los machos representa entre un 65 y un 80 por ciento de los residuos totales generados por las fundiciones de metales ferrosos. La arena 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 arena residual procedente de las fundiciones de latón y bronce es a menudo peligrosa y se eliminará como corresponde.



### 3.9. Conclusiones del capítulo

- ✚ La composición química obtenida se corresponde con una fundición blanca alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A, donde los elementos más representativos de la misma son el Cr, el C, el Ni y el Si, sin embargo, la presencia del cromo favorece la formación de carburos, los cuales incrementan la dureza.
- ✚ Para establecer la fase de solidificación del hierro blanco alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A, se empleó el diagrama Fe-Cr-C, lo cual se determinó a partir de la composición química en relación Cr/C y  $C_{eq}$ .
- ✚ Se caracterizaron las tres muestras obtenidas a partir de su comportamiento microestructural, la dureza y la difracción de rayos, obteniéndose en la 3er probetas las mayores variaciones en cada una de estas propiedades.



## CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ Se determinó que la fundición blanca alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A, solidifica con una red de carburo eutéctico del tipo  $M_7C_3$  ( $Cr_7C_3$ ) en formas de barras y la presencia de martensita, microconstituyentes que les proporcionan propiedades metalúrgicas y mecánicas de resistencia a la abrasión y el desgaste.
- ✚ La matriz de red de carburos eutéctico del tipo  $M_7C_3$  ( $Cr_7C_3$ ) y la martensita proporcionan en la fundición blanca alto cromo ASTM A 532 clase III tipo A, variaciones de dureza desde 645 hasta 685 HV, que le infiere resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque.
- ✚ Al determinar el efecto de las macro y microdeformaciones en la fundición blanca alto cromo ASTM 532 clase III tipo A, a través de los índices de Miller  $200_{hkl}$ ,  $211_{hkl}$  y  $220_{hkl}$ , se observó un incremento y ensanchamiento en los picos de difracción por el efecto del refinamiento de la microestructura (disminución del dominio cristalito) y por el aumento de la tensión residual (microdeformaciones).
- ✚ En el costo del proceso de obtención de la fundición blanca alto cromo ASTM 532 clase III tipo A, de los ensayos metalográficos y de difracción de rayos X, donde intervienen materiales, mano de obra directa e indirecta, materiales directos, equipos y máquinas se incurre en un costo total de 34 093.11 CUP y un importe de 7 262.17 CUP.



## **RECOMENDACIONES**

- ✚ Someter a ensayo de desgaste abrasivo la fundición blanca alto cromo ASTM 532 clase III tipo A, con lo cual permite establecer su resistencia a esta condición antes de su puesta a funcionamiento, si se tiene en cuenta las características del entorno industrial en Moa.
- ✚ Establecer un ciclo de tratamiento térmico de la fundición blanca alto cromo ASTM 532 clase III tipo A, antes de su puesta en funcionamiento para garantizar los parámetros tecnológicos que exige el proceso, ya que con la dureza que presenta se hace difícil su maquinabilidad.
- ✚ Emplear otras técnicas de caracterización como la microscopía electrónica de barrido o la de espectro de energía dispersiva (EDX) que permita la cuantificación de los elementos químicos presentes en la fundición alto cromo, así como el conteo de los carburos.

## **Referencias bibliográficas**



## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Abdel El-Aziz, Kh.; El-Shennawy, M.; Adel, O. Microstructural characteristics and mechanical properties of heat treated high-Cr white cast iron alloys. *International Journal of Applied Engineering Research*. 12 (14): 4675-4686, 2017.
2. Albertin, E.; Sinatora, A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill. *Wear*. 250 (1): 492-501, 2001.
3. Allen, C.; Sheen, M.; Williams, J.; Pugsley, V. The wear of ultra-fine WC-Co hard metals. *Wear*. 250 (125): 604-610, 2001.
4. Anijdan, S.; H.M., Bahrami, A.; Varahram, N.; Davami, P. Effects of tungsten on erosion–corrosion behavior of high chromium white cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 454: 623-628, 2007.
5. ASTM. Annual Book of ASTM Standards. ASTM A532/A532M-10 Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Iron |Book of Standards Vol: 01.02 2010.
6. Avner, S. *Introducción a la Metalurgia Física*. Segunda Edición. Editorial McGraw-Hill. México. p. 421-422, 1990.
7. Ball, A. On the importance of work hardening in the design of wear resistant materials. *Wear*. 91: 201, 1983.
8. Bedolla-Jacuinde, A. Microstructure of vanadium, niobium and titanium alloyed high chromium white cast irons. *International Journal of Cast Metals Research*. 13 (6): 343-361, 2001.
9. Bedolla-Jacuinde, A.; Arias L.; Hernández B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 12 (4): 371-382, 2003.
10. Bedolla-Jacuinde, A. Effect of titanium on the as-cast microstructure of a 16 % chromium white iron. *Materials Science and Engineering: A*. 398 (1-2): 297-308, 2005a.
11. Bedolla-Jacuinde, A. SEM study on the  $M_7C_3$  carbide nucleation during eutectic solidification of high chromium white irons. *Journal of Basic Sciences*. 2005b.
12. Belzunce, F. *Aceros y Fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones* Universidad de Oviedo, 2001.
13. Blau, P. *Lubrication and Wear Technology, Glossary of Terms in ASM Handbook*. Friction, printed in USA. 18: 942, 1992.
14. Carpenter, S.; Carpenter, D.; Pearce, J. XRD and electron microscope study of an as-cast 26.6% chromium white iron microstructure. *Materials Chemistry and Physics*. 85 (1): 32-40, 2004.



15. Coromant corokey. Guía de aplicación de herramientas, 1996.
16. Coronado, J. Effect of load and carbide orientation on abrasive wear resistance of white cast iron. *Wear*. 270 (11): 823-827, 2011.
17. Coronado, J.; Sinatora, A. Abrasive wear study of white cast iron with different solidification rates. *Wear*. 267 (150): 2116-2121, 2009.
18. Chung, R.; Tang, X.; Li, D.; Hinckley, B.; Dolman, K., Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe-25wt.% Cr-4wt. % C. *Wear*. 267 (110): 356-361, 2009.
19. Courtney, T. *Mechanical Behaviour of Materials*, 2nd. Ed., McGraw-Hill Companies, Inc., Singapore, 2000, p. 733.
20. Cullity, B. *Elements of X-ray diffraction*. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science. University of Notre Dame. 1967. 514 p.
21. Das, C.; Albert, S., Characterization of Nickel Based Hardfacing Deposits on Austenitic Stainless Steel, *Surface Engineering*. XXI (4): 290-295, 2005.
22. David, T.; Babu, R.; Vitek, S. Recent advances in modelling and a characterization in weld microstructure: Final Report. *Sci. Tech. Weld*. 7 (6): 362-365, 2001. [www.ingenta.com](http://www.ingenta.com)
23. Doğan, Ö.; Hawk, J. Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron. *Wear*. 189 (1): 136-142, 1995.
24. Doğan, Ö. Columnar to equiaxed transition in high Cr white iron castings. *Scripta Materialia*. 35 (2): 163-168, 1996.
25. Fang, L., Abrasive wear resistance of chromium family white cast iron. *Acta Metallurgical Sin*. 23 (6): 575-580, 1987.
26. Fernández-Columbié, T. Mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura. Tesis de Doctorado. ISMM. 2011.
27. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Quintana-Puchol, R.; García-Domínguez, A. Determinación de las tensiones por ratos  $\alpha$  del acero AISI 1045 deformado por rodadura. *Ingeniería Mecánica*. 15 (1): 23-33, 2012.
28. Fernández-Columbié, T.; Dueñas-Rodríguez, G.; Mariño-Pérez, A.; Velázquez-del Rosario, A.; Alcántara-Borges, D. Modificación de las propiedades de la fundición blanca ИЧХ2Н4 con tres variantes de temple. *Minería y Geología*. 32 (4): 110-123, 2016.
29. Fernández-Columbié, T.; Reyes-de la Cruz, J.; Rodríguez-González, I.; Suárez-Torres, L. Cavitation wear on centrifugal pump impellers made from hastelloy C-276 alloy. *IJRDO - Journal of Mechanical And Civil Engineering*. 7 (5): 19-24, 2021.



30. Fernández-Pariente, I.; Belzunce-Varela, F. Wear and oxidation behaviour of high-chromium white cast irons. *Materials Characterization*. 59 (6): 669-674, 2008.
31. Filipovic, M., E. Romhanji, Z. Kamberovic, and M. Korac, Matrix microstructure and its micro-analysis of constituent phases in as-cast Fe-Cr-C-V alloys. *Materials Transactions*. 50 (10): 2488-2492, 2009.
32. Filipovic, M.; Romhanji, E.; Kamberovic, Z. Chemical composition and morphology of  $M_7C_3$  eutectic carbide in high chromium white cast iron alloyed with vanadium. *ISIJ International*. 52 (12): 2200-2204, 2012.
33. Filipovic, M.; Kamberovic, Z.; Korac, M.; Gavrilovski, M. Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of white cast iron alloys. *Metals and Materials International*. 19 (3): 473-481, 2013a.
34. Filipovic, M.; Kamberovic, Z.; Korac, M.; Gavrilovski, M. Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C-Nb white cast irons. *Materials & Design*. 47: 41-48, 2013b.
35. Filipovic, M. Iron-chromium-carbon-vanadium white cast irons: Microstructure and properties. *Hemijaska Industrija*. 68 (4): 413-427, 2014.
36. Flórez, O.; Castaño, R.; Higuera, O. Comportamiento microestructural de una fundición blanca al alto cromo sometida a ciclos de tratamientos térmico. *Scientia et Technica Año XVI* (45), 2010.
37. Franco, S.; Sinatora, A. Determinação da tenacidade à fratura de carbonetos  $M_7C_3$  usando o método da indentação. in XI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Águas de São Pedro. 1994. Sao Paulo, Brasil.
38. Fras, E.; Serrano, J.; Bustos, A. Cast irons, Ed. ILAFA, Saltillo, Mexico, 1999.
39. Fukaura, K.; Yokoyama, Y.; Yokol, D.; Tsujii, N.; Ono, K. Fatigue of cold-worked steels: Effect of heat treatment and carbide morphology on fatigue crack formation, life, and fracture surface observations. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 35A (11): 1289-1300, 2004.
40. Galindo-Medina, Y.; Fernández-Columbié, T. Comportamiento de las propiedades mecánicas en la aleación ИЧХН4 para emplearla en molinos de bola. *Ciencia & Futuro*. 9 (3): 34-45, 2019.
41. García, A. Aleaciones resistentes a la corrosión para la Empresa J. S. Gayol. Informe sobre Investigaciones. UC, 2001.
42. Gatzanis, E. The abrasion and abrasion - corrosion properties of 9 % chromium steel. *Wear*. 165: 213-220, 1993.



43. Guirshovich, N. Clasificación y propiedades del hierro en lingotes. Construcción de Maquinarias, 1966. p 562.
44. Gundlach, R.; Parks, J. Influence of abrasive hardness on the wear resistance of high chromium irons. *Wear*. 46 (1): 97-108, 1978.
45. Guo, E.; Wang, L.; Huang, Y. Effects of Re, V, Ti and B composite modification on the microstructure and properties of high chromium cast iron containing 3 % molybdenum. *Rare Metals*. 28: 606, 2009.
46. Gutiérrez, F.; De la Vara, R. Análisis y Diseño de Experimentos. Mc Garw Hill, 1ª ed, 237-264. Cd. México. México, 2003.
47. Hao-Huai, L. Effects of deep cryogenic treatment on property of 3Cr13Mo1V1.5 high chromium cast iron *Materials and Design*. 28 (2): 1059-1064, 2007.
48. Heino, V. The role of microstructure in high stress abrasion of white cast irons. Elsevier. 7 (1): 2007.
49. Higuera-Cobos, O.; Bucurú-Vasco, J.; Loaiza-Patiño, A.; *et al.* Evolución microestructural durante austemperado de una fundición blanca al alto cromo ASTM A-532, Clase III, Tipo A, sometida a desgaste abrasivo. *Rev. Facultad de Ingeniería*. 26 (46): 71-79, 2017.
50. Hokkirigawa, K.; Kato, K. The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels. *Wear*. 123 (12): 241-251, 1987.
51. Hutchings, I. Solid Particle Erosive Wear Testing, *ASM Handbook*, Vol. 8 Mechanical Testing and Evaluation, pp. 728-751, 2000.
52. IkZeda, M.; Umeda, T.; Tong, C.; Suzuki, T.; Niwa, N.; Kato, O. Effect of molybdenum addition on solidification structure, mechanical properties and wear resistivity of high chromium cast irons, *ISIJ International*. 32: 1157-1162, 1992.
53. Imurai, S.; Thanachayanont, C.; Pearce, J.; Tsuda, K.; Chairuangri, T. Effects of Mo on microstructure of as-cast 28 wt.% Cr-2.6 wt.% C-(010) wt.% Mo irons, *Materials characterization*. 90: 99-112, 2014.
54. Jackson, R. The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system. *JISI*. 208, 163-167, 1970.
55. Jenkins, R.; Zinder, R. Introduction to X-ray, Powder Diffractometry John Wilerand Sons, pp 47-94, 1996.
56. Karantzalis, A.; Lekatou, A.; Mavros, H. Microstructural modifications of as-cast high chromium white iron by heat treatment, *ASM International, JMEPEG*. 18: 174-181, 2009.



57. Kayaba, T.; Hokkirigawa, K.; Kato, K. Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning electron microscope. *Wear*. 110 419-430, 1985.
58. Kim, C. X-ray method of measuring retained austenite in heat treated white cast irons. *Journal of heat treating*. 1 (2): 43-51, 1979.
59. Kim, C.; Lee, S.; Jung, J. Effects of heat treatment on wear resistance and fracture toughness of duo-cast materials composed of high-chromium white cast iron and lowchromium steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 37 (3): 633-643. 2006.
60. Klug, H. X-ray diffraction procedures for polycrystalline and amorphous materials. John Wiley and Sons, 1974.
61. Kootsookos, A.; Gates, J. The role of secondary carbide precipitation on the fracture toughness of a reduced carbon white iron. *Materials Science and Engineering: A*. 490 (1): 313-318, 2008.
62. Kusumoto, K.; Shimizu, K.; Efremenko, V.; Hara, H.; Shirai, M.; Hatate, M.; Purba, R. Three body type abrasive wear characteristics of multi-component white cast irons. *Wear*. 426: 122-127, 2019.
63. Laird, G.; Gundlach, R.; Röhrig, K. Abrasion-resistant cast iron Handbook. 2000. pp 2-53.
64. Lamparter, P. Crystallite sizes and micro strains from x - ray diffraction line profile analysis. 40 (11): 145-150, 2000.
65. Levin, B. Weld overlay coatings for erosion control. *Wear* 181-183, pp 810-820, 1995.
66. Li, C.; Ohmori, W. Influence of substrate roughness on the bonding mechanisms of high velocity oxy-fuel sprayed coatings. *Thin Solid Films*. 485: 141-147, 2005.
67. Liu, S.; Zhou, Y.; Xing, X.; Wang, J.; Ren, X.; Yang, Q. Growth characteristics of primary  $M_7C_3$  carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy. *Sci Rep*. 6 (1): 32941, 2016.
68. Lo, H.; Shek, C.; Lai, J. Recent developments in stainless steel. *Material Science and Engineering R*. 65: 39-104, 2009.
69. Lu, Z.; Zhou, Y.; Rao, Q.; Jin, Z. An investigation of the abrasive wear behavior of ductile cast iron. *Journal of Materials Processing Technology*. 116 (2-3): 176-181, 2001.
70. Mampuru, L. Grain refinement of 25 wt% high-chromium white cast iron by addition of vanadium. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 116 (10): 969-972, 2016.
71. Maratray, F.; Usseglio-Nanot, R. Factors affecting the structure of chromium and chromium-molybdenum white irons, Climax Molybdenum S.A. Paris, 1975.



72. Marshall, D.; Noma, T.; Evans, A. A simple method for determining elastic modulus to hardness communications of the american ceramic ratios using knoop indentation measurements. *Society*. 65 (10): 175-176, 1982.
73. Matsubara, Y.; Sasaguri, N.; Shimizu, K.; Sung Yu, K. Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements. *Wear*. 250: 502-510, 2001.
74. Milan, J.; Carvalho, M.; Xavier, R.; Franco, S.; De Mello, J. Effect of temperature, normal load and pre-oxidation on the sliding wear of multi-component ferrous alloys. *Wear*. 259 (1-6): 412-423, 2005.
75. Moorthy, V. Magnetic Barkhausen emission technique for detecting the overstressing during bending fatigue in case-carburized in 36 steel. 38 (5): 59-66, 2005.
76. Montgomery, D. Design and analysis of experiments. Fifth edition, John Wiley & Sons, New York, 2013.
77. Morales, I. Efecto del tratamiento térmico de desestabilización en el desgaste de hierros blancos de alto cromo. Bogotá. 2010.
78. Nava, E. Aleación Mecánica: Método de obtención de polvos metálicos y de materiales compuestos. *Revista de Metalurgia*. 36 (16): 279-286, 2000.
79. Niu, L.; Okado, M.; Azuma, T.; Sakai, Y.; Kobayashi, M.; Takaku, H. Tetsu to Hagane - Journal of the Iron and Steel Institute of Japan. 89 (12): 796-802, 2003.
80. Oila, A.; Bull, S. Assessment of the factors influencing micropitting in rolling/sliding contacts. *Wear*. 258 (10): 1510-1524, 2005.
81. Oliver, W.; Pharr, G. Review: Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of Materials Research*. 19 (1): 3-20, 2004.
82. Orłowicz, A.; Tupaj, M.; Mróz, M. Abrasive wear resistance of a quenched and sub-zero treated high-chromium white cast iron. *Metalurgija*. 56 (3-4): 304-306, 2017.
83. Pearce, J. Abrasive wear behavior of alloy cast irons, *British Foundryman*. 78: 13-23, 1985.
84. Pasini, W.; Bell, M.; Pereira, L.; Do Amaral, R.; De Barcello, V. Analysis of carbides in multi-component cast iron design based on high entropy alloys concepts. *Materials Research*. 24 (2): 1-8, 2021.
85. Philippon, S.; Sutter, G.; Molinari, A. An experimental study of friction at high sliding velocities, *Wear*. 257 (7-8): 777-784, 2004.
86. Qian, M.; Chaochang, W. Impact-abrasion behaviour of low alloy white cast irons. *Wear*. 209: 308-315, 1997.



87. Rahimipour, M. Tribology behavior of reinforced and unreinforced high chromium cast iron. Materials and Energy Research Center Teheran Iron. 19 (3): 45-51, 2006.
88. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. Influencia de la inoculación sobre el refinamiento de la estructura de solidificación y las propiedades Mecánicas. Jornadas SAM-IV Latinoamer. de Fractura y Fatiga, Coloquio de Fundiciones Esferoidales Eutécticas, 2000.
89. Sare, I. Abrasion resistance and fracture toughness of white cast irons. Metals Technology. 6 (1): 412-419, 1979.
90. Sare, I.; Arnold, B. The influence of heat treatment on the high-stress abrasion resistance and fracture toughness of alloy white cast irons. Metallurgical and Materials Transactions A. 26 (7): 1785-1793, 1995.
91. Sánchez, H. Síntesis y caracterización de nuevos materiales utilizando tecnologías de polvos. Proyecto de investigación Conciencias. Santiago de Cali, 2003. p 12.
92. Sánchez, F.; Hinojosa, M.; Virgilio, G. Hojuelas de grafito en hierro fundido gris: análisis fractal y estadístico, 2007.
93. Sawamoto, A.; Ogi, K.; Matsuda, K. Solidification structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) alloys. Transactions of the American Foundrymen's Society. 94: 403-416, 1986.
94. Scandian, C.; Boher, C.; de Mello, J.; Rezai, F. Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: the relationship between microstructure and wear. Wear. 267: 401-408, 2009.
95. Sillen, R. Monitoring and optimization of melting and treatment processes for cast iron alloys by means of advanced thermal analysis. Internal Report, Novacast AB, 2001, 13 p.
96. Sinatora, A.; Mei, P.; Tschiptschin, A. Resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos com 13 % de cromo, temperados. Metalurgia-Abm. 47 (396): 231-235, 1991.
97. Smith, J. Beljers. Philips Res. Rep. 10, 113, 1955.
98. Smith, W. Ciencia e Ingeniería de Materiales. Tercera Edición. Editorial Mc Graw Hill. España. Impreso en Colombia. p. 307, 2004.
99. Stachowiak, G.; Stachowiak, G.; Celliers, O. Ball-cratering abrasion tests of high-Cr white cast irons. Tribology International. 38 (11-12): 1076-1087, 2005.
100. Stachowiak, G. Engineering Tribology. Oxford, UK. Butterworth-Heinemann. 483-508: 2016.
101. Stokes, J.; Looney, L. Residual stress in HVOF thermally sprayed thick deposits. Surface and Coatings Technology. 177 (178): 18-23, 2004.
102. Stokes, A.; Wilson, A. Proc. Camb. Phil. Soc., 40 197; Proc. Phys. 56. 1944. 174 p.



103. Sourmail, H. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steel. University Cambridge, Dept. Material and Metallurgy. 17 (2): 1-14, 2001.
104. Suárez-Sanabria, A.; Fernández-Carrasquilla, J. Microestructura y propiedades mecánicas de una fundición esferoidal ferrítica en bruto de colada para su uso en piezas de grandes dimensiones. Revista de Metalurgia. Madrid. 42 (1): 18-31, 2006.
105. Sun, T.; Song, R.; Wang, X.; Deng, P.; Wu, C. Abrasive wear behavior and mechanism of high chromium cast iron. Journal of Iron and Steel Research International, 22 (1): 84-90, 2015.
106. Tabrett, C.; Sare, I. Fracture toughness of high-chromium white irons: Influence of cast structure. Journal of Materials Science. 3 (1): 2069-2077; 2000.
107. Tabrett, C.; Sare, I.; Ghomashchi, M. Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys. International Materials Reviews. 41 (2): 59-82, 1996.
108. Thorpe, W.; Chicco, B. The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface. Metallurgical Transactions A. 16(9): 1541-1549, 1985.
109. Tsutomo, T., JP 315 0 334, 1991.
110. Torres-Treviño, L.; Reyes-Valdes, F.; López, V.; Pragaalejo, R. Multi-objective optimization of a welding process by the estimation of the Pareto optimal set. Expert Syst. Appl. 38 (7): 8045-8053, 2011.
111. Tyleczak, J. Abrasive wear in ASM Handbook, Vol. 18 Friction, Lubrication and Wear Technology, printed in USA, 1992, p. 942.
112. Vapeani, F. Análisis de la precipitación de carburos secundarios en hierros blancos alto cromo con adiciones de cobre. Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo: Morelia Mich. 2010.
113. Verdeja, L.; González, R. El desgaste de materiales en el crisol de horno alto: conceptos generales. Revista de minas. Madrid: No 13-14, 1996.
114. Vives, R.; Gaffet, H.; Meunier, X.; Klug, O. Energetic Crystal in Mat. Res. Sot. Symp. Proc. Structure and Lattice Dependent Response, Properties of energetic Materials. 296 (148): 765-770, 2004.
115. Voorwald, H.; Souza, R.; Pigatin, W. & Cioffi, M. Evaluation of WC 17 Co and WC 10 Co 4 Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. Surface and Coatings Technology. 190 (4): 155-164, 2005.
116. Walpole, R.; Myers, R.; Myers, S.; Ye. K. Probabilidad y Estadística para Ingeniería y Ciencias. Octava Edición. Pearson, Prentice Hall. 2007.
117. Walton, C. Castings Iron Handbook. Iron casting Society, Inc. 1981.



118. Wang, J.; Li, C.; Liu, H.; Yang, H.; Shen, B.; Gao, S.; Huang, S. The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. *Materials Characterization*. 56 (13): 73-78, 2006.
119. Warren, B. X-ray diffraction. Addison-Wesley Publishing Company, 1969.
120. Wiengmoon, A.; Pearce, J.; Chairuangri, T. Relationship between microstructure, hardness and corrosion resistance in 20wt.%Cr, 27wt.%Cr and 36wt.%Cr high chromium cast irons. *Materials Chemistry and Physics*. 125 (3): 739-748, 2011.
121. Xiaojun, W. Effect of titanium on the morphology of primary  $M_7C_3$  carbides in hypereutectic high chromium white iron. *Materials Science and Engineering A*. 457: 180-185, 2007.
122. Yoghito, S. JP 408 0 344, 1992.
123. Zhang, M.; Kelly, P.; Gates, J. The effect of heat treatment on the toughness, hardness and microstructure of low carbon white cast irons. *Journal of Materials Science*. 36 (15): 3865-3875, 2001.
124. Zhang, Z.; Chengkai, Y.; Peng, Z.; Wei, L. Microstructure and wear resistance of high chromium cast iron containing niobium. *Research & Development*. 11 (3): 63-70, 2014.
125. Zhao, H.; Liu, B. Modelling of stable and metastable eutectic transformation of ISI J. *International, Spheroidal Graphite Iron Casting*. 41 (9): 986-991, 2001.
126. Zhi, X. Effect of titanium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron. *Materials Characterization*. 59 (9): 1221-1226, 2008.
127. Zolotarevsky, J. *Elementary Dislocation Theory*, Oxford University Press, 1996.
128. Zum Gahr, K.; Eldis, G. Abrasive wear of white cast irons. *Wear*. 64 (1): 175-194. 1980.
129. Zumelzu, E.; Goyosb, I.; Cabezas, C.; Opitz, O.; Parad, A. Wear and corrosion behavior of high chromium (14-30% Cr) cast iron alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 128: 250-255, 2002.



**Measurement conditions:** (Bookmark 1)

Configuration=PW3064/60 Reflection-Transmission Spinner,  
Goniometer=PW3050/60 (Theta/Theta); Minimum step size 2Theta: 0,001;  
Minimum step size Omega: 0,001  
Sample stage=Reflection-Transmission Spinner PW3064/60; Minimum step size Phi:0,1  
Diffractometer system=XPERT-3  
Measurement program=C:\PANalytical\Data  
Collector\Programs\Principal\_Metalografia.xrdmp,  
PHD Lower Level = 6,84 (keV), PHD Upper Level = 12,80 (keV)  
Measurement Date / Time 02/06/2022  
Operator jsuarez  
Raw Data Origin XRD measurement (\*.XRDML)  
Scan Axis Gonio  
Start Position [ $^{\circ}2\text{Th.}$ ] 20,0080  
End Position [ $^{\circ}2\text{Th.}$ ] 139,9940  
Step Size [ $^{\circ}2\text{Th.}$ ] 0,0170  
Scan Step Time [s] 120,0150  
Scan Type Continuous  
Offset [ $^{\circ}2\text{Th.}$ ] 0,0000  
Divergence Slit Type Fixed  
Divergence Slit Size [ $^{\circ}$ ] 0,2180  
Specimen Length [mm] 10,00  
Receiving Slit Size [mm] 0,1000  
Measurement Temperature [ $^{\circ}\text{C}$ ] 25,00  
Anode Material Cu  
K-Alpha1 [ $\text{\AA}$ ] 1,54060  
Generator Settings 40 mA, 45 kV  
Diffractometer Number 0  
Goniometer Radius [mm] 240,00  
Dist. Focus-Diverg. Slit [mm] 91,00  
Incident Beam Monochromator No