



**FACULTAD METALURGIA y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA-QUÍMICA**

**DETERMINACIÓN DE LAS MODIFICACIONES FÍSICO-METALÚRGICAS DE
UNA FUNDICIÓN BLANCA DEL TIPO NI-HARD 4**

Tesis en opción al título de Máster en Metalurgia

Autora: Lic. Maricela Martínez Leyva

Moa – 2023



**FACULTAD METALURGIA y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA-QUÍMICA**

**DETERMINACIÓN DE LAS MODIFICACIONES FÍSICO-METALÚRGICAS DE
UNA FUNDICIÓN BLANCA DEL TIPO NI-HARD 4**

Tesis en opción al título de Máster en Metalurgia

Autora: Lic. Maricela Martínez Leyva

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

Moa - 2023

Declaración de autoridad

Yo: Lic. Maricela Martínez Leyva

Autora de esta tesis de maestría, en unión con mi tutor, certificamos 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.

Lic. Maricela Martínez Leyva

Dr. C. Tomás Fernández Columbié

Agradecimientos

A Dios por haber iluminado mis pasos.

A mis padres: Abadis Víctor Martínez Guerra y Mileyda Leyva Lores, por su apoyo incondicional.

A mis hijos: Raydel Anache Martínez y Magdiel Sánchez Martínez por hacerme sentir cada vez más fuerte.

A mi esposo: Adriel Sánchez Ritché, por alentarme día tras día.

A mis hermanos Ariel y Alexander Martínez Leyva, por su gran ayuda.

A mis abuelas: Emilia Lores y Brígida Guerra.

A mis tíos: Hilda y Nelso.

A mi tutor Tomás Fernández: por su dedicación para conmigo.

Al claustro de profesores del departamento de metalurgia-química.

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

A todos muchas gracias.

Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

A mis hijos: Raydel Anache Martínez y Magdiel Sánchez Martínez, que le sirva de ejemplo.

A mi madre: Mileyda Leyva Lores,

A mi padre: Abadis Víctor Martínez Guerra,

***A mis hermanos: Ariel y Alexander Martínez Leyva,
Natali y Leordanis.***

A mí esposo: Adriel Sánchez Ritché.

A mis abuelitas: Emilia y Brígida.

***A los demás miembros de la familia que me han
brindado su apoyo incondicional.***

***A mi tutor, el Dr. C. Tomás Fernández Columbié, por
sus horas de arduo trabajo.***

***A mis compañeros de trabajo y amigos que estuvieron a
mi lado durante todo este período.***

***A nuestra revolución, por las posibilidades que me
ofrece.***

ÍNDICE	Pág
INTRODUCCIÓN	
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	4
1.2. Obtención de piezas por fundición	4
1.2.1. Proceso de colado de la fundición blanca al cromo-níquel	8
1.3. Características de las fundiciones blancas	9
1.3.1. Microestructura de la fundición blanca	12
1.3.2. Resistencia al desgaste de las fundiciones blancas	15
1.4. Efecto del desgaste abrasivo en las fundiciones blancas	17
1.5. Tratamiento térmico de las fundiciones blancas	20
1.6. Determinación de tensiones residuales por rayos X	23
1.7. Conclusiones del capítulo	25
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	26
2.2. Proceso de fundición de la aleación	26
2.2.1. Proceso de moldeo	27
2.2.2. Diseño del sistema de colada	27
2.2.3. Composición química de la fundición blanca	29
2.3. Fundamento para la selección del material de las volutas	30
2.4. Cálculo del carbono equivalente	31
2.5. Preparación metalográfica	33
2.5.1. Observación con microscópica óptica	35
2.5.2. Ensayos de microdureza	36
2.6. Tratamiento térmico de temple y de alivio de tensiones	37
2.6.1. Horno empleado para el tratamiento térmico	38

2.6.2. Procedimiento para la medición de la microdureza	38
2.7. Medición de las tensiones por el método difractométrico	39
2.7.1. Evaluación de las microdeformaciones	40
2.8. Diseño de experimentos	43
2.8.1. Determinación de los coeficientes de regresión	46
2.8.2. Cálculo de la varianza	46
2.9. Conclusiones del capítulo	48

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	49
3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida	49
3.2.1. Contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición	50
3.3. Comportamiento microestructural en bruto de colada	52
3.3.1. Tratamiento térmico aplicado a la fundición blanca	53
3.3.2. Comportamiento microestructural de las muestras templadas	54
3.3.3. Microestructura de las muestras con tratamiento de revenido	55
3.4. Análisis de la microdureza	57
3.4.1 Procesamiento estadístico de los datos	58
3.5. Análisis de las tensiones por difracción de rayos x	59
3.5.1. Comportamiento de las macro y microdeformaciones	59
3.5.2. Tamaño medio de la cristalita para el Ni-Hard 4	62
3.5.3. Comportamiento de la deformación media de red	63
3.6. Costos del proceso	64
3.7. Impacto ambiental	65
3.8. Conclusiones del capítulo	67

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANEXO

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo determinar las modificaciones físico-metalúrgicas de una fundición blanca del tipo Ni-Hard 4, obtenida por proceso de fundición para ser empleada en la fabricación de cuerpo de bomba centrífugas. Fueron seleccionadas 9 muestras, tres en bruto de colada, tres para tratamiento térmico de temple y tres para revenido. 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, así como la presencia de austenita dendrítica y austenita retenida, que le infieren resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque. Se determinó a través de los perfiles de dureza que esta propiedad está entre los 760 y 900 HV, luego del tratamiento térmico entre 840 y 1 000 HV y luego del revenido descende entre 540 y 760 HV. En los perfiles de difracción para diferentes planos (2θ), la anchura a media altura del pico modifica la distancia interplanar tensionada, debido a la presencia de tensiones residuales. Se establece el análisis económico, así como el impacto medio ambiental.

ABSTRACT

The objective of the work is to determine the physical-metallurgical modifications of a white cast iron of the Ni-Hard 4 type, obtained by a casting process to be used in the manufacture of centrifugal pump bodies. Nine samples were selected, three raw, three for quenching heat treatment, and three for tempering. In the microstructural analysis, it was determined that the morphologies present in them were eutectic carbide of the Cr_7C_3 type and the presence of martensite, as well as the presence of dendritic austenite and retained austenite, which confer resistance to abrasive wear without being subjected to high demands. crash. It was determined through the hardness profiles that this property is between 760 and 900 HV, after heat treatment between 840 and 1 000 HV and after tempering it drops between 540 and 760 HV. In the diffraction profiles for different planes (2θ), the width at half height of the peak modifies the stressed interplanar distance, due to the presence of residual stresses. The economic analysis is established, as well as the environmental impact.

INTRODUCCIÓN

En el proceso de diseño y selección de aceros es fundamental el conocimiento de las propiedades de los distintos materiales, para contrastarlas con las solicitaciones a los que la pieza o estructura será sometida. En piezas altamente cargadas, es muy común utilizar aceros tratados térmicamente. En tales circunstancias, resulta de importancia poder realizar un análisis predictivo de las propiedades que esos tratamientos pueden otorgarle.

Seleccionar el acero para un uso determinado es un desafío que enfrenta frecuentemente un ingeniero. Son numerosos los aspectos a tener en cuenta a la hora de elegir el mismo para una determinada aplicación, su costo global, la facilidad de su fabricación, el impacto ambiental que genera y su comportamiento frente a las solicitaciones a las que estará sometido el mismo. El comportamiento de un material está combinado a sus propiedades mecánicas, las cuales dependen fundamentalmente de la estructura y una de las variables fundamentales que influye en la estructura que tenga el material, es su composición química.

Otra de las variables que influye directamente en la estructura cristalina es la historia del material, su proceso de elaboración y los tratamientos térmicos o termomecánicos a los que haya sido sometido son parte de esa historia. A través de los tratamientos térmicos puede lograrse, con un mismo acero, una amplia gama de propiedades mecánicas debido a las notables transformaciones que los procesos de calentamiento y enfriamiento ocasionan en la estructura del material.

La industria del níquel constituye una de las posibilidades concretas para el desarrollo económico y en las condiciones del mercado actual cobra importancia, tanto en su volumen como en su costo, en ella se emplean una gran parte de piezas que son obtenidas por fundición y que reciben tratamiento térmico (fundición gris, maleable, nodular y la blanca). Esta última, debido a la dureza y resistencia al desgaste se utiliza en aplicaciones donde se necesita buena resistencia al desgaste tal como en las trituradoras, en los molinos y en cuerpos de bombas.

Una de las técnicas utilizadas en el mundo, es utilizar materiales con acrecentados 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, sin embargo, como las características mecánicas de un material dependen tanto de su composición química como de la estructura cristalina que tenga, estos tratamientos térmicos modifican esa estructura sin alterar la

composición química, dando a los materiales unas características mecánicas concretas, mediante un proceso de calentamientos y enfriamientos sucesivos hasta conseguir la estructura deseada.

La **situación problémica** de la investigación:

La aleación del tipo Ni-Hard 4 ASTM A 532 tipo I clase D, se obtiene en la empresa “Comandante Gustavo Machin Hoed de Bech” a través del proceso de fundición, es considerada del tipo blanca por la composición química establecida y empleada para la fabricación de cuerpo de bombas centrífugas donde se requiere elevada resistencia al desgaste abrasivo, no obstante, la mayor dificultad presentada con ella radica en la dureza, por lo que es sometida a tratamiento térmico, pero el problema en la aplicación de este proceso de forma convencional, radica en el contenido de austenita retenida que queda, la cual es dúctil e inestable a baja temperatura y se transforma en martensita frágil durante el servicio. Se ha establecido el uso del tratamiento térmico de temple y alivio de tensiones como medio de obtener estructuras más coherentes y uniformes, con lo cual se reduciría las afectaciones, tanto económica, como ambiental.

El **problema a investigar** lo constituye:

La determinación de las modificaciones físico-metalúrgicas de una fundición blanca del tipo Ni-Hard 4 ASTM A 532 tipo I clase D, al ser expuesta a tratamiento de temple y de alivio de tensiones, así como la deformación de la red por difracción de rayos X, aún es insuficiente.

El **objeto de investigación** es: la aleación Ni-Hard 4 ASTM A 532 tipo I clase D.

El **campo de acción**: metalurgia física, la dureza y las tensiones de la aleación Ni-Hard 4 ASTM A 532 tipo I clase D expuesta a tratamiento térmico de temple y de alivio de tensiones luego del proceso de fundición.

Sobre la base del problema a resolver se establece la **hipótesis** siguiente: luego del proceso de obtención de la aleación Ni-Hard 4, sometida a un tratamiento térmico de temple a temperatura superior a la crítica de 750 °C, con enfriamiento al aire, y un alivio de tensiones a 315 °C, se puede obtener las transformaciones físico-metalúrgicas y las tensiones de 1er género, que permitan la fabricación de los cuerpos de bombas.

En correspondencia con la hipótesis planteada se define como **objetivo** del trabajo: determinar las modificaciones físico-metalúrgicas y tensiones de 1er género de la aleación Ni-Hard 4 ASTM A

532 tipo I clase D por el efecto de los tratamientos térmicos de temple y alivio de tensiones, luego del proceso de fundición.

Objetivos específicos

1. Caracterizar el comportamiento de las fundiciones blancas del tipo Ni-Hard 4, en bruto de colada, expuestas a tratamiento térmico de temple y alivio de tensiones para el incremento de la resistencia al desgaste.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con el tratamiento térmico de temple y de alivio de tensiones de la aleación Ni-Hard 4 ASTM A 532 tipo I clase D, luego de ser obtenida por proceso de fundición.
3. Determinar a partir de los tratamientos térmicos de temple y de alivio de tensiones de la aleación Ni-Hard 4, las regularidades físico-metalúrgicas obtenidas como: comportamiento microestructural, análisis de microdureza, y tensiones de 1er género, luego de ser obtenida por el proceso de fundición.

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 físico-metalúrgicas del comportamiento microestructural, de la microdureza, luego de los tratamientos aplicados a la aleación Ni-Hard 4, obtenida por proceso de fundición, así como de las tensiones de 1er género a través de la DRX.
4. Fundamentación del proceso metalúrgico conducente a la determinación de las propiedades físico-metalúrgica de la aleación Ni-Hard 4, obtenida por proceso de fundición y sometida a tratamiento térmico de temple y alivio de tensiones.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales de los procesos de tratamientos térmicos.

CAPÍTULO 1
MARCO TEÓRICO DE LA
INVESTIGACIÓN

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

Las fundiciones blancas aleadas con cromo son productos muy demandados por las industrias minera, metalúrgica, siderúrgica y cementera, en virtud de su alta dureza, resistencia a la abrasión y resistencia a la corrosión, que se obtienen por moldeo y se caracterizan por poseer unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítica. Las propiedades mecánicas de las mismas son mejoradas a partir de diversos tratamientos que permiten garantizar mayor durabilidad al ser expuestas a condiciones de desgastes.

El capítulo tiene como objetivo definir el comportamiento de las fundiciones blancas del tipo Ni-Hard 4, en bruto de colada, expuestas a tratamiento térmico de temple y alivio de tensiones para el incremento de la resistencia al desgaste.

1.2. Obtención de piezas por fundición

En el proceso de fundición, el metal fundido fluye por gravedad u otra fuerza dentro de un molde donde se solidifica y toma la forma de la cavidad del molde, como se muestra en la figura 1.1. El término se aplica también a la parte resultante de este proceso. Es una de las más antiguas formas de obtención de piezas surgido aproximadamente 6 000 años atrás. El principio de la fundición consiste en: fundir el metal, vaciarlo en un molde y dejarlo solidificar (Celentano *et al.*, 2004; Chávez *et al.*, 2006).

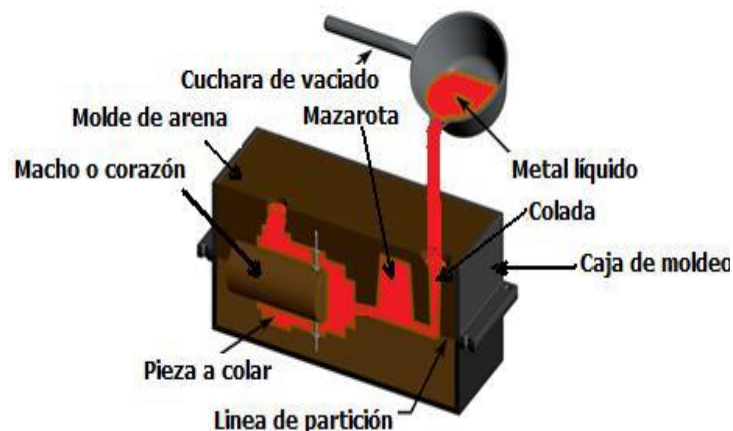


Figura 1.1. Descripción del proceso de colada. Fuente: Janowak y Gundlach (1987).

La fundición incluye la producción de lingotes y la de piezas de forma particular. El término lingote se asocia usualmente con las industrias de metales primarios; narra la producción de una pieza generalmente grande de forma simple, diseñada para volver a formarse en procesos subsiguientes como laminado o forjado. Las piezas de geometrías complejas involucran la producción de elementos que solo serán modificados, en su geometría y dimensiones, mediante procesos con arranque de viruta (Collini *et al.*, 2008).

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

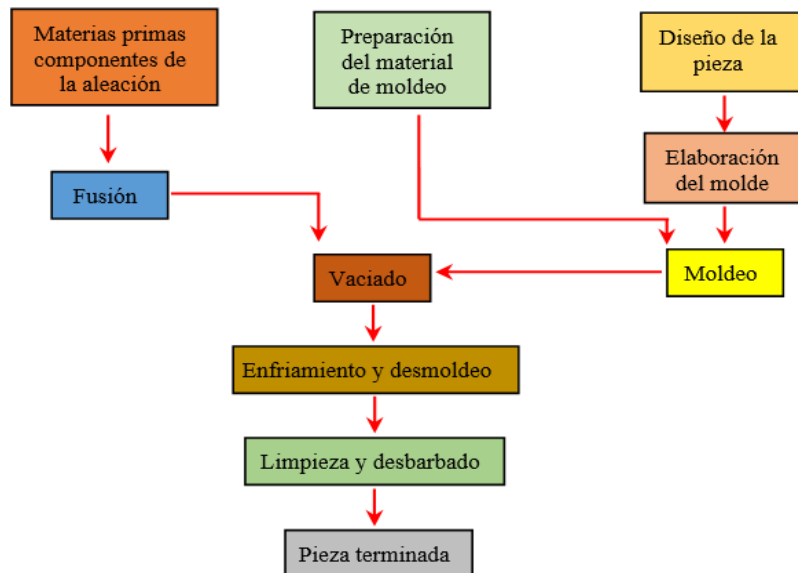


Figura 1.2. Etapas principales del proceso de fundición. Fuente: Groover (2007).

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

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

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



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

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

De acuerdo con Stefanescu *et al.* (2016), la turbulencia del flujo se produce al contacto del metal líquido con las paredes del molde, su presencia dependerá de la velocidad y de la

viscosidad del metal líquido, así como de la geometría del sistema de llenado. El flujo turbulento debe evitarse ya que provoca una mayor interacción entre el metal y el aire, lo que favorece la formación de óxidos metálicos que pueden quedar atrapados durante la solidificación y degradando de esta forma la calidad de la fundición; también provoca una erosión excesiva del molde por efecto del impacto del flujo de metal fundido. Por último, el flujo turbulento promueve que el metal líquido atrape gas y escorias afectando con esto, en forma negativa, la calidad de las piezas producidas.

Las fundiciones de hierro al igual que los aceros son aleaciones de hierro y carbono. Respecto al diagrama Fe-Fe₃C de la figura 1.4, son aleaciones hierro carbono con un contenido de carbono entre 2 y 6,67 %, aunque mayormente en la industria solo se comercializa con hierros fundidos con un máximo de 4 % de carbono por la fragilidad que este elemento le aporta a la aleación, también debe tenerse en cuenta que, la presencia de elementos de aleación modifica la máxima solubilidad de carbono en la austenita, por lo que algunas fundiciones aleadas podrían tener menos de 2 %. Las fundiciones de hierro, además, contienen silicio del 2 al 4 %, manganeso hasta 1 %, bajo azufre y bajo fósforo.

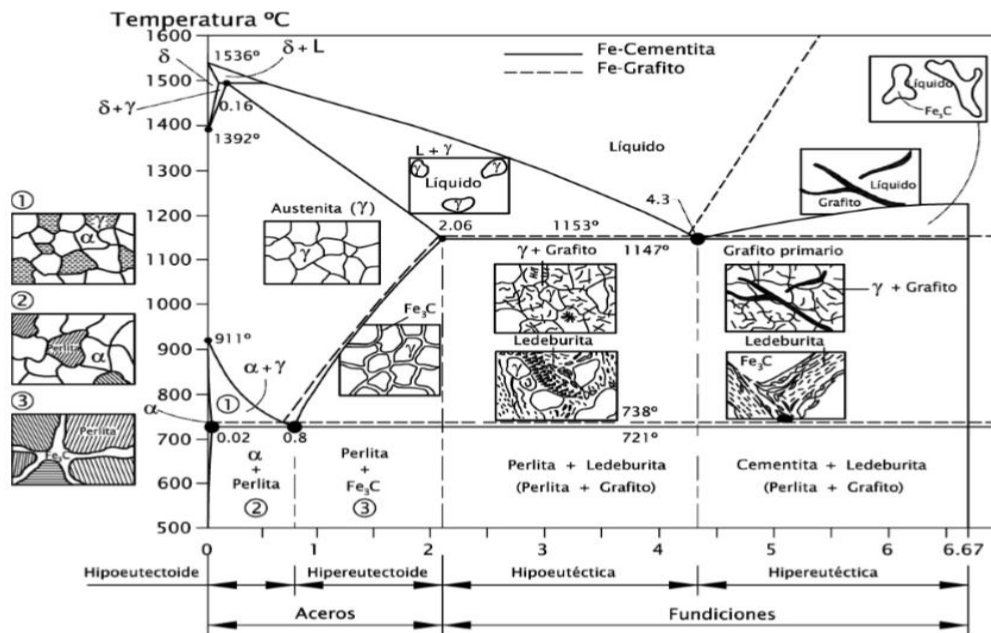


Figura 1.4. Diagrama hierro-carburo de hierro. Fuente: Askeland y Wright (2016).

Cuando la fundición en su proceso de solidificación sigue el camino metaestable, la fase rica en carbono del constituyente eutéctico es cementita (Fe₃C), mientras que, cuando sigue el camino estable el eutéctico es austenita + grafito. Se distinguen, de este modo, las fundiciones blancas (diagrama metaestable), fundiciones grises (diagrama estable).

1.2.1. Proceso de colado de la fundición blanca al cromo-níquel

El conformado de estos productos se realiza mediante técnicas de moldeo, directamente, a partir del caldo líquido. Siendo habitualmente fundiciones hipoeutécticas, su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita y termina con la formación del constituyente eutéctico $\gamma + M_7C_3$. En el enfriamiento posterior, en virtud de la típica pérdida de solubilidad de la austenita con la disminución de la temperatura, precipitan cantidades importantes de estos mismos carburos (Dogan y Hawky, 1995).

Según reportan la ASTM A 532 (2004); Wang *et al.* (2011), las altas temperaturas de colado agravan la contracción de solidificación y los puntos calientes generados pueden producir micro rechupes y estructura dendrítica grosera, arrastre y sinterización de la arena. Por lo tanto, es importante controlar la temperatura en piezas con secciones gruesas. La práctica de temperatura baja no solo es necesaria para evitar los defectos de solidificación, sino también los de penetración del metal en el molde, a su vez la baja temperatura es también efectiva para el control del tamaño de las dendritas y el de los carburos eutécticos.

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

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

Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006) son del criterio de que, estas aleaciones poseen una alta contracción líquido - sólido de alrededor el 5 %, por lo tanto, requiere un sistema de alimentación más grande que en las fundiciones de hierro gris. Se debe tener cuidado en el

posicionamiento del sistema de alimentación para que sea fácilmente removible, los montantes no deben cortarse con soplete, debido a la fragilidad del metal y la mala conducción del calor haría que se fisure o rompa la pieza. Para evitar esto se debe cortar con discos abrasivos, siendo más fácil el corte cuando la pieza alcanza la temperatura ambiente y toda su estructura es martensítica (la transformación martensítica comienza a los 230 °C).

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

Tipo1 Clase A: se las usa cuando se requiere máxima resistencia a la abrasión,

Tipo1 Clase B: para requerimientos de mayor tenacidad con moderado impacto,

Tipo1 Clase C (Ni Hard 3): es utilizado para la producción de bolas de molienda, requiriendo un tratamiento térmico de alivio de tensiones a 260 - 315 °C por 8 h, para que alcance una adecuada resistencia al impacto.

Tipo1 Clase D: tiene los mayores valores de resistencia y tenacidad usándose para las aplicaciones más severas que justifique un mayor costo, es comúnmente utilizado para la fabricación de bombas de voluta que transportan líquidos con sustancias abrasivas.

Sy (1959); Petty (1968); Krause (1969) señalan que, los elementos como el [cobre](#) y el níquel tiene un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica, sin embargo durante la transformación eutectoide dificultan la difusión del carbono promoviendo la formación de carbono combinado; mientras otros elementos como el cromo y el molibdeno son formadores de carburos y aumentan su estabilidad. El manganeso favorece la formación de carbono combinado, además de tener una afinidad especial con el azufre, lo cual le proporciona una aplicación insustituible.

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

1.3. Características de las fundiciones blancas

La fundición de hierro blanco presenta un empleo limitado debido a su baja tenacidad y su difícil mecanizado, determinado por el contenido de carburo de hierro en su estructura. Estas características justifican su uso, cuando se requiere de elevada resistencia al desgaste como en el caso de bolas de molino, forros de las chancadoras, revestimiento de tolvas, discos de

molinos de granos, pero cuando existe esfuerzos tensionales o de compresión su uso es nulo (Bedolla-Jacuinde, 2015b).

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. Se llama así porque al fracturarse da lugar a una superficie cristalina blanca o brillante. Para que el carbono se mantenga en forma de carburo de hierro en las fundiciones blancas el contenido de carbono y silicio deben mantenerse relativamente bajos (2,5 - 3 % de C y 0,5 - 1,5 % de Si), así como una elevada velocidad de solidificación. Se utiliza por su elevada 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).

Según Barreiro (1963); Tabrett y Sare (2000); Belzunce (2001) los hierros blancos al Cr-Ni o Ni-Hard, son considerados el grupo más viejo entre los de elevada aleación, con más de 50 años de producción. En las especificaciones de la ASTM A 532 lo clasifican como Ni-Hard (tipos del 1 al 4) y tienen contenidos de cromo de 1 a 4 % y de 3 a 5 % de níquel, con una modificación en la que el cromo se eleva de 7 a 11 %, hierros al cromo-molibdeno, que contienen de 11 a 23 % de Cr y hasta el 3 % de Mo y se adicionan níquel o cobre. Un tercer grupo aleados con elevado contenido de cromo (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. Fundiciones blancas resistentes al desgaste. Fuente: ASTM A 532 (2010)

Clase	Tip	Designación	C	Si	Cr	Mo	Ni
I	A	Ni-Cr-Hc	2,8-3,6	0,8 máx	1,4-4,0	1,0 máx	3,3-5,0
	B	Ni-Cr-Lc	2,4-3,0	0,8 máx	1,4-4,0	1,0 máx	3,3-5,0
	C	Ni-Cr-GB	2,5-3,7	0,8 máx	1,0-2,5	1,0 máx	4,0 máx
	D	Ni-HiCr	2,0-3,3	2,0 máx	7,0-11,0	1,0 máx	3,0-4,0
II	A	12 % Cr	2,0-3,3	1,5 máx	11,0-14,0	3,0 máx	2,5 máx
	B	15 % Cr-Mo	2,0-3,3	1,5 máx	14,0-18,0	3,0 máx	2,5 máx
	C	20 % Cr-Mo	2,0-3,3	1,0-2,2	18,0-23,0	3,0 máx	2,5 máx
III	A	25 % Cr	2,0-3,3	1,5 máx	23,0-30,0	3,0 máx	2,5 máx

La fabricación de estas aleaciones es para someterla 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 en este tipo de materiales 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 que es superior al que presenta 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 Cr 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.

Concluyen Zhao y Liu (2001) que, las fundiciones de baja aleación, que tienen un contenido de elementos inferior a 4 %, desarrollan durezas entre 350 y 550 HV, también plantean que, en los de elevada aleación están entre 450 y 800 HV, por otro lado, los carburos en los aleados presentan durezas de 900 a 1 200 HV y las [matrices](#) martensíticas con austenita residual llegan al orden de 600 a 700 HV, por lo que resultan ser muy duros y poco maquinables.

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, utilizando 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.

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.

1.3.1. Microestructura de la fundición blanca

La fundición blanca se produce en el horno de cubilote, su composición y rapidez de solidificación separa coladas que se transformarán con tratamiento térmico en hierro maleable. Se utiliza en aplicaciones donde se necesita buena resistencia al desgaste (Catalina *et al.*, 2000). Boeri y Sikora (2001) refieren que se caracterizan por poseer unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítica.

Una característica de las fundiciones blancas alto cromo es su estructura en estado de colada como se muestra en la figura 1.5. Por lo general, durante la solidificación la austenita formada (la cual puede ser primaria y/o eutéctica según la composición de la aleación) se encuentra saturada en carbono y cromo; esto, en conjunto con el efecto de los demás elementos de aleación, permite obtener una estructura compuesta por una matriz austenítica estabilizada a temperatura ambiente y colonias eutécticas conformadas por austenita y carburos eutécticos tipo M_7C_3 (Efemenko *et al.*, 2013; Gupta *et al.*, 2016).



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

Variaciones en la composición química, en conjunto con las condiciones de enfriamiento (por lo general asociado a espesores de pieza), permiten la obtención de matrices ferríticas, martensíticas, bainíticas, perlíticas, incluso una mezcla de todas estas, ampliando el rango de uso de estas aleaciones en estado de colada (Laird *et al.*, 2000).

Según Aguilar y Boeri (2000) se forma al enfriar rápidamente la fundición de hierro desde el estado líquido, siguiendo el diagrama hierro cementita metaestable; durante el enfriamiento, la

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

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

El contenido de carburo de hierro en su estructura es la principal responsable de su resistencia al desgaste y sirven como materia prima para la fundición maleable, existen tres tipos: hipoeutéctica, eutéctica e hipereutéctica según la figura 1.6, las más adecuadas para la maleabilización es la primera. En la matriz puede aparecer la fase de hierro blanda (austenita, martensita, ferrita, perlita, o bainita).

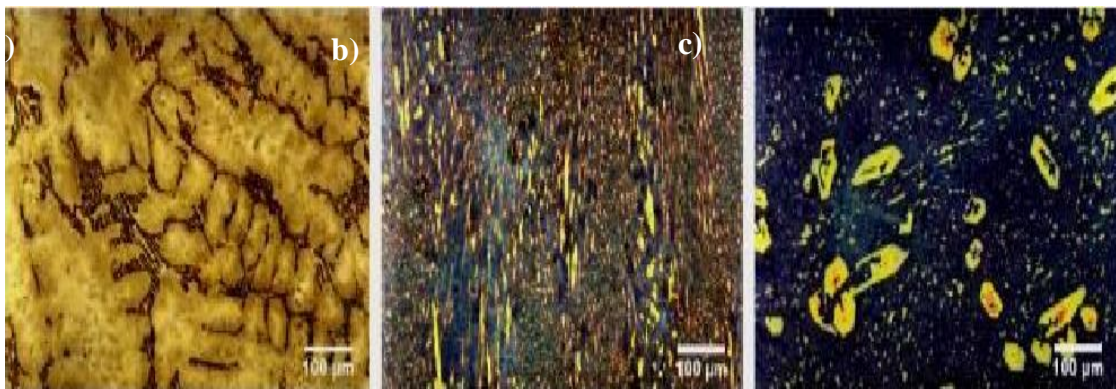


Figura 1.6. Microestructuras de las fundiciones blancas de alto cromo. a) bajo carbono (hipoeutécticas). b) eutéctica. c) alto carbono (hipereutéctica). Fuente: Scandian *et al.* (2009).

De acuerdo con Larrañaga y Sertucha (2010) estas aleaciones después de la solidificación, raras veces tienen una microestructura totalmente homogénea, los diversos elementos aleantes no se encuentran uniformemente repartidos en toda la pieza colada, ni siquiera dentro de cada grano, la solidificación ha sido excesivamente rápida para haberse alcanzado las condiciones de equilibrio correspondientes. Las deformaciones plásticas que se efectúan en los materiales forjables para obtener semiacabados, bien en caliente o en frío, con mantenimientos

posteriores a elevadas temperaturas, dan por resultado una mejor distribución y más uniformemente reparto de estos elementos.

Según Sertucha y Suárez (2004), estas fundiciones no contienen grafito libre, en cambio todo el carbono que aparece combinado como Fe_3C presenta dificultad para lograr uniformidad de estructura metalográfica según el espesor. Desde el estado líquido, se forman cristales de austenita que disuelven cada vez más carbono hasta llegar a la temperatura eutéctica, en donde el líquido remanente reacciona para formar el eutéctico ledeburita y cementita. Como la reacción ocurre a alta temperatura ($1\ 100\ ^\circ\text{C}$) la ledeburita aparece como una mezcla gruesa.

Al bajar la temperatura, la austenita segrega carbono porque baja la solubilidad, de manera que da lugar a la precipitación de cementita proeutectoide mayormente sobre la cementita ya presente. A la temperatura eutectoide ($723\ ^\circ\text{C}$), la austenita con 0,8 % de carbono se transforma en perlita por la reacción eutectoide, la estructura típica de una fundición blanca consiste en dendritas de austenita transformada (perlita) rodeadas de una red interdendrítica de cementita, la cementita es un compuesto intermetálico duro y frágil que forma una red interdendrítica. Esta característica hace a la fundición blanca muy dura y resistente al desgaste, pero frágil y difícil de maquinarse.

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 (1997) 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. Zhang *et al.* (2001) han constatado que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las fundiciones de matriz martensítica. Por otro lado, Tabret y Sare (1996) plantean que, los hierros blancos aleados poseen unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítica.

Sillen (2001) a través de la técnica de análisis térmico diferencial (ATD) para el control de la calidad metalúrgica de la fundición, resume que, en los hierros blancos martensíticos, el níquel es elemento primario de aleación, en niveles entre 3 y 5 % es efectivo para suprimir la transformación de la austenita en perlita, de esta manera la [estructura](#) dura de la martensita (que usualmente contiene austenita retenida) se desarrolle durante el enfriamiento en los moldes. Buchmayr y Kirkaldy (1990) plantean que, a través de los tratamientos de revenido tiene lugar un endurecimiento estructural (endurecimiento secundario), propiciado por la

precipitación de carburos y la transformación de la austenita retenida en martensita. Se logran, así, unos productos con una dureza final comprendida entre 600 y 800 HV.

Granlund (1999); Brümmer (2001) observaron que, en el calentamiento a temperaturas superiores a la temperatura de la eutectoide (996 K) de un agregado de ferrita y carburos, la transformación de la matriz ferrítica a austenita ocurre rápidamente, mientras que la disolución de los carburos en la austenita, ocurre lentamente. Kinoshita y Ueda (1974), concluyeron que, el crecimiento de la austenita es controlado por la disolución de la cementita y expusieron la complejidad de la transformación, pues la austenita nuclea y crece en una microestructura compuesta por dos fases, las cuales presentan grados diferentes de estabilidad.

1.3.2. Resistencia al desgaste de las fundiciones blancas

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 1.7 se muestra un proceso de desgaste abrasivo.

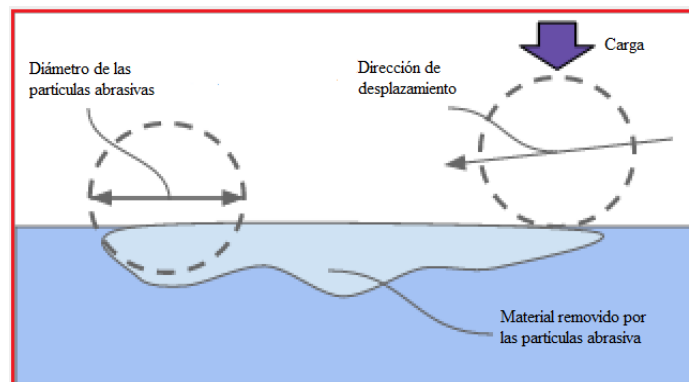


Figura 1.7. Proceso de desgaste abrasivo. Fuente: Stachowiak (2016).

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 tasa de material removido producto del desgaste 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 (1979) 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.

Dogan y Hawky (1995) estudiaron el efecto de la orientación de los carburos M_7C_3 sobre las propiedades de desgaste de estas aleaciones. Lo evaluaron mediante ensayos de desgaste abrasivo encontrándose que, cuando estos se encuentran orientados perpendiculares a la superficie de desgaste, la resistencia a la abrasión se reduce considerablemente, por el contrario, si se encuentran paralelos a esta superficie, el hierro es más resistente, es decir, el desgaste es menor, cuando es paralela. A través de la técnica de microscopía electrónica de barrido se reveló que la fractura de los mismos depende de la orientación con respecto a la superficie y dirección del desgaste.

La resistencia al desgaste abrasivo de estas fundiciones se puede mejorar mediante la aplicación de tratamientos térmicos específicos que favorecen la transformación de austenita a martensita y la precipitación de carburos secundarios. Morales *et al.* (2010) realizaron un estudio sobre el efecto de la temperatura de desestabilización en un hierro blanco alto cromo; aplicó un tratamiento térmico 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 fácilmente 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 en el hierro fundido blanco a alto cromo provocó una matriz metálica compuesta de 22 % en peso de cromo (Cr); 2,5 % en peso 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 de resistencia al desgaste lo obtuvieron a un 6 % en volumen de TiC. Un tratamiento térmico de temple posterior aumentó la resistencia al desgaste 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 [costos](#) económico.

1.4. Efecto del desgaste abrasivo en las fundiciones blancas

Verdeja y González (1996) han considerado que, es uno de los efectos más destructivos a que están sometidos los aceros, es el deterioro a que están expuestos los mismos como consecuencia del uso o del medio ambiente y puede calificarse como un fenómeno superficial donde los esfuerzos tangenciales aunque producen ruptura de los enlaces atómicos no ocasionan, en general, la 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.

También podría definirse como el daño de una superficie sólida que generalmente involucra pérdida progresiva del material debido al movimiento relativo entre la superficie y una o varias sustancias de contacto (ASM, 1992).

Se puede estimar que las pérdidas económicas originadas por el desgaste en países industrializados son del orden del 0,3 al 3 % del producto bruto interno (PBI) nacional (Abdel El-Aziz *et al.*, 2015). Los daños ocasionados en piezas en un equipo industrial, llevan continuamente a recambio de partes en la maquinaria, provocando tiempos de parada de la producción generalmente prolongados. Es por esto, que emprender estudios serios relacionados con el tema adoptando un adecuado método de trabajo, permite prever fallas futuras en los equipos, conservando con esto la productividad, la seguridad industrial y la disminución de costos relacionados con estos temas (Abdel El-Aziz *et al.*, 2015).

En la industria se presentan generalmente 4 tipos de desgaste: desgaste abrasivo, desgaste adhesivo, desgaste por corrosión y desgaste por impacto. En la figura 1.8 se muestra la distribución de estos tipos de desgaste.

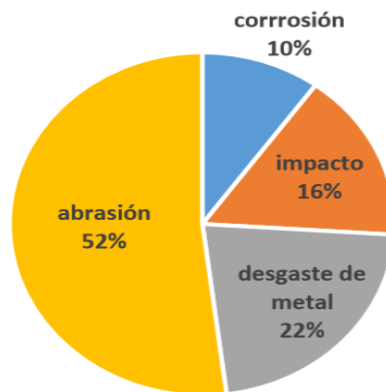


Figura 1.8. Distribución de desgaste en la industria. Fuente: ASM (1992).

Hutchings (2000); Allen *et al.* (2001) han determinado que, el comportamiento al desgaste de los materiales está influenciado tanto por parámetros externos 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 a los criterios de Zum-Gahr (1982) ha identificado la influencia de las propiedades del material en el desgaste abrasivo, 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.

Galindo-Medina; Fernández-Columbié (2019) relacionado con una fundición aleada del tipo Ni-Hard 4 refieren que, 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.

Gatzanis (1993) en 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 - 5 %, reflejo de la reducida habilidad de endurecimiento por deformación del material, precisa la importancia de 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.

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

Masaaki y Hiroaki (2001) proponen el uso de un hierro de elevado contenido de cromo y alto carbono, pero la [acción](#) del wolframio y el niobio actúan en la región hipoeutéctica, obteniéndose carburos de mayor dureza y con la tenacidad de los hierros aleados de elevado contenido de cromo. Las piezas fundidas obtenidas con este material pueden presentar una dureza del orden de los 69 HR_C, con lo cual se eleva la resistencia al desgaste.

1.5. Tratamiento térmico de las fundiciones blancas

La realización de tratamientos térmicos en estas fundiciones, reportan Flórez *et al.* (2010) garantiza mejorar significativamente las propiedades mecánicas de los materiales. El temple, aumenta la dureza y por ende la resistencia al desgaste; consiste en calentar uniformemente el material hasta temperatura de austenización seguido de un enfriamiento continuo, esto se realiza con el fin de conseguir una transformación de austenita a martensita (microconstituyente duro); para lo cual es necesario una velocidad crítica de enfriamiento que evite converger con la perlita o bainita.

Por otro lado, refieren Flórez *et al.* (2010) que, los elementos de aleación juegan un papel importante durante el proceso, dado que estos generalmente desplazan las curvas de los diagramas TTT y CCT hacia tiempos mayores, permitiendo tasas de enfriamiento relativamente más bajas. Algunos de ellos son fuertes formadores de carburos que, distribuidos uniformemente en la matriz, generan un aporte significativo a la resistencia al desgaste del material.

Relacionado con los tratamientos aplicados a las fundiciones blancas, Ueda (1953), estudió sobre el recocido a las mismas, cambio de las propiedades mecánicas por calentamiento repetitivo, manifiesta que los mismos parecieran promover el ablandamiento de los hierros comparados con el calentamiento individual. A temperatura relativamente baja, como 870 °C, la cementita se dispersó en formas globulares en una pequeña cantidad de carbono templado descompuesto, y tuvo una tendencia a convertirse en fundición maleable perlítica de alta resistencia. Por calentamientos repetidos a temperaturas altas de 1 050 °C, la tendencia a convertirse en una descomposición gráfica de copos o rosetas bastas fue muy reducida a comparación a lo visto por calentamientos individuales.

Fernández (2004) refiere que, el tratamiento térmico más adecuado para la fundición blanca de alto cromo empleada en cilindro de laminación, es una austenización a 1 050 °C durante 5 horas, seguido de un enfriamiento (mantenido durante 6 horas a 400 °C y enfriamiento final al aire) y un doble revenido a 500 °C durante 5 horas cada uno, por ser el que proporciona mayor dureza. Este tratamiento será apropiado siempre que, en el curso de servicio del cilindro su superficie no se calentará nunca por encima de los 500 °C, en cuyo caso habrá que elevar la temperatura de los revenidos para asegurar la estabilidad microestructural a costa de la disminución de la dureza.

Ziadi *et al.* (2004), estudiaron la influencia del tratamiento térmico en la fractura de una fundición de hierro multialeada y afirman que, consiste en una austenización a una temperatura lo suficientemente alta como para disolver la mayor parte de los carburos que han precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo. De este modo se obtiene una austenita muy aleada y con alto contenido de carbono, muy templable, que se transforma parcialmente en martensita en el enfriamiento de temple. Queda, sin embargo, después del temple, una fracción importante de austenita retenida, que debe eliminarse tras dos o más tratamientos de revenido.

Estos autores (Ziadi *et al.*, 2004) refieren que, la fractura de estos productos es de tipo intergranular ya que preferentemente tiene lugar a través de los carburos, en virtud de su carácter más frágil, y de las intercaras entre los carburos y la fase dendrítica de martensita revenida, que descohesiona bajo las fuertes tensiones locales que se desarrollan en el frente de la grieta. La fractura de las regiones dendríticas es de tipo dúctil con abundantes microcavidades creadas en virtud de la descohesión de los pequeños carburos precipitados durante los tratamientos de revenido.

Crespo y Aparicio (2005), en lo relacionado con los tratamientos térmicos de una fundición blanca manifiestan que, las fundiciones presentan una desventaja fundamental en relación a los aceros, pues la presencia de grafito incrustado en la matriz provoca una pérdida de propiedades mecánicas, por lo que hay que recurrir a estos tratamientos para mejorar sus propiedades. Una estructura ferrítica favorece, cuando las piezas van a ser mecanizadas, por el contrario, el temple se utilizará para mejorar su resistencia y dureza de la pieza, pero siempre con revenido y finalmente con la estructura bainítica se puede alcanzar un comportamiento óptimo entre dureza y tenacidad.

Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006), estudiaron la influencia de diversos contenidos de cromo, afirma que, los tratamientos de temple más doble revenido aportan una mayor dureza al producto, que los tratamientos de temple seguido de un solo revenido, la justificación de estos resultados reside en que, tras el primer tratamiento, queda todavía una fracción importante de austenita retenida que se transforma en el curso del segundo revenido, de manera que durante este endurece ligeramente la estructura de la fundición.

Purizaga y Purizaga (2012), evaluaron el efecto del tiempo de maleabilización de una fundición blanca en el rango de 5 a 40 horas a 920 °C, en la obtención de una fundición maleable, concluyen que, a medida que la maleabilización incrementa en este tiempo, aumenta

la cantidad de grafito en forma de rosetas (ojos de buey) y la resistencia al impacto, mientras que la dureza disminuye y que a un tiempo de 35 horas de tratamiento a la fundición blanca en estudio, toda la estructura es ferrítica, resultando una fundición maleable ferrítica.

Flórez *et al.* (2010) evaluaron el efecto de someter un hierro blanco alto cromo a un tratamiento térmico de temple a temperatura de 950 °C, siendo posteriormente enfriado al aire, lo cual presentó el cambio de una matriz austenítica a una matriz martensítica y, por tanto, un aumento en su resistencia al desgaste. Posteriormente el material fue sometido a un revenido a 500 °C, no obtuvieron resultados favorables por el detrimento en la dureza.

Dardati *et al.* (2002) refieren que, el tratamiento térmico se realiza fundamentalmente para eliminar las tensiones internas que surgen durante el fundido, ya que las mismas conducen con el tiempo, a la variación de las dimensiones y forma de la fundición, disminución de la dureza y el mejoramiento de la maquinabilidad por corte y una elevación de las propiedades mecánicas. Dardati *et al.* (2003) plantean que, consiste en una austenización a una temperatura, o bien precipitan carburos o, se disuelven muchos de los que habían precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo, lo cual depende de su composición química, del tamaño de la pieza, las condiciones de enfriamiento tras el moldeo.

Figueredo *et al.* (2013) refieren la presencia de la estructura cementita en la fundición blanca ИЧХ28H2, lo que justifica su uso, cuando se buscan elevadas resistencias al desgaste. Proponen, para mejorar la maquinabilidad, un tratamiento térmico de esferoidización, el cual hace disminuir considerablemente la dureza de los hierros blancos, incrementando su maquinabilidad y maleabilidad. Fernández-Columbié *et al.* (2016) en una fundición del tipo Ni-Hard 4, aplican tres variantes de calentamiento con temple al aire, para modificar su estructura original con la posibilidad de utilizarla en la fabricación de equipos mineros que operan en condiciones de abrasión e impacto. Concluyen que, en las tres variantes se obtienen las propiedades para utilizar la aleación en las condiciones requeridas.

Por otra parte, Yilmaz *et al.* (2018) experimentaron con seis aleaciones de hierros blancos, cinco tratados térmicamente y uno en condiciones de colada. Las temperaturas empleadas fueron, 850, 950 y 1 050 °C durante 1 y 6 horas, enfriadas al aire y en el caso de las muestras tratadas a 950 °C el enfriamiento fue tanto en agua, así como dentro de un horno para analizar el efecto de la velocidad de enfriamiento. Los tratamientos térmicos los desarrollaron con la intención de aumentar la resistencia al desgaste abrasivo mediante la precipitación de carburos

secundarios, pero a su vez mejorar a la tenacidad de fractura. Según estos autores la microestructura estaba formada por austenita y carburos M_7C_3 , pero posterior al tratamiento térmico se observan carburos secundarios, martensita y austenita retenida. En consecuencia, se produjo un aumento en la dureza de las aleaciones, la causa principal de este aumento y la resistencia al desgaste fue atribuida a la presencia de los carburos secundarios precipitados después de la desestabilización.

1.6. Determinación de tensiones residuales por rayos X

La difracción de rayos X, como se muestra en la figura 1.9, es una técnica basada en el principio de la irradiación por rayos X monocromáticos en un material, donde para un cristal perfectamente alineado no igual los átomos, son empaquetados regularmente y una distancia entre los planos cristalográficos y definida por las características físicas, la tensión medida en el retículo cristalino y las residuales asociadas son determinadas a partir de constantes elásticas asumiendo una distorsión lineal del retículo cristalino. La medida de las tensiones por el método de rayos X se realiza a partir de la contribución de varios granos del cristal y esta medida depende fundamentalmente de la geometría de fase que hará incidir una muestra como del tamaño de grano (Álvarez *et al.*, 2018).

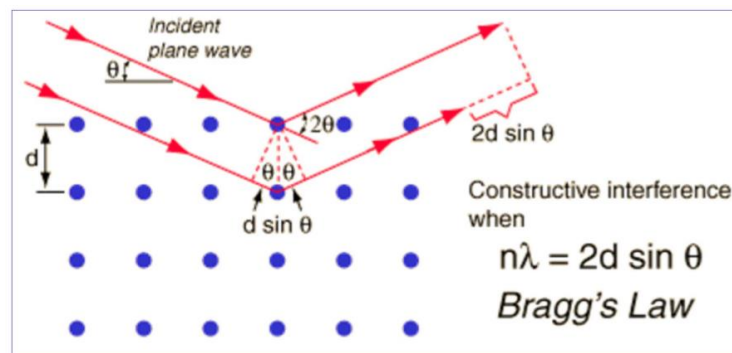


Figura 1.9. Principios de radiografía de la difracción de rayos X. Fuente: Cullity (1967).

La posición de los picos de difracción depende directamente de la distancia interplanar de los planos que se encuentren paralelos al de difracción. Como cada material tiene una estructura cristalográfica diferente, un patrón de difracción de rayos X es único y característico, permite por tanto identificar qué fases forman la muestra a estudiar (Álvarez *et al.*, 2018).

Exponen Rocha *et al.* (2009) que, los diagramas de difracción permiten obtener una estimación de las tensiones residuales debido a que solo se pueden analizar los planos cristalinicos difractantes paralelos a la superficie de la capa endurecida. Para efectuar una

descripción de estas tensiones en cristales, se requiere analizar los planos difractantes no paralelos a la superficie, entonces se miden por rayos X los desplazamientos en el ángulo de difracción 2θ para distintas orientaciones en un ángulo ψ , que forma la normal a los planos, con el de la muestra a partir de un estado biaxial de tensiones y con el conocimiento de las constantes elásticas del material, se determinan las tensiones por el método de $\sin^2\psi$ vs. $d_{\phi\psi}$.

De acuerdo con Flórez *et al.* (2010); Fernández-Columbié *et al.* (2021), se denominan esfuerzos residuales o internos al estado de esfuerzos existentes en el volumen de un material en ausencia de una carga externa, incluyendo la gravedad, u otra fuente de esfuerzos, tal como un gradiente térmico (se distinguen tres clases de esfuerzos de acuerdo con la distancia o rango sobre el cual pueden ser observados (James y Buck, 1980). La primera clase, denominados macroscópicos, son de naturaleza de largo alcance y se extienden sobre varios granos del material. Las segundas son denominadas micro esfuerzos estructurales, abarcan la distancia de un grano o parte de él y pueden presentarse entre fases diferentes y tener características físicas distintas. La tercera se presenta sobre varias distancias interatómicas dentro de un grano.

Cullity (1967); Ataiwi y Yousif (2018), reconocen que las macrotensiones son homogéneas a escala macroscópica al menos en una dimensión. Las microtensiones pueden existir incluso en ausencia de macrotensiones, son no homogéneas a escala microscópica, pero aleatoriamente distribuidas a escala macroscópica, las microtensiones son causadas por macrotensiones debido a incompatibilidad elástica entre microdominios (granos cristalinos) y a deformaciones plásticas diferentes entre distintos microdominios, otras causas son: precipitados de fases cristalinas, recristalización de microdominios amorfos, inclusión de impurezas, implantación iónica, absorción de gases y corrosión. Cuando una capa está tensionada, los parámetros de red de la estructura cristalina están distorsionados respecto a los de la estructura libre de tensiones, en el caso más general, tensión y deformación son magnitudes tensoriales de segundo orden.

Fernández-Columbié *et al.* (2012) plantean que, este método únicamente puede usarse en capas policristalinas y no funciona correctamente cuando existen gradientes de tensiones o tensiones tangenciales, que invalidan las aproximaciones realizadas si en lugar de obtener una recta se obtiene una curva con oscilaciones, entonces la capa está texturada, por lo que al variar ψ se hacen patentes las anisotropías en el plano.

1.7. Conclusiones del capítulo

- ✚ La fundición de hierros blancos presenta un empleo limitado debido a su baja tenacidad y su difícil mecanizado relacionado por el contenido de carburo de hierro en su estructura, sin embargo, estas características garantizan elevada resistencia al desgaste para ser empleada en medio abrasivos.
- ✚ Se determinó que, las fundiciones blancas después del proceso de solidificación no presentan una estructura homogénea debido a que, ocurre en un intervalo de tiempo rápido, donde los elementos aleantes no se distribuyen uniformemente en esta estructura.
- ✚ Se pudo establecer que, la aplicación de tratamientos térmicos en las fundiciones blancas, es una alternativa que garantiza mejorar las propiedades mecánicas en estas aleaciones y con ella la resistencia al fenómeno del desgaste abrasivo.

CAPÍTULO 2
MATERIALES Y MÉTODOS

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

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

En este capítulo tiene como objetivo establecer los procedimientos metodológicos del proceso de colada, tratamientos térmicos de temple, alivio de tensiones y de difracción de rayos X de la fundición blanca del tipo Ni-Hard 4 (ASTM A 532 tipo I clase D).

2.2. Proceso de fundición de la aleación

La fundición de la aleación del tipo Ni-Hard 4 (ASTM A 532 tipo I clase D) se realizó en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, con capacidad de 1 t, la temperatura de fusión de la aleación es de 1 400 °C y la de vertido de 1 390 °C. La selección de los materiales de carga se realizó de acuerdo a la composición química de la aleación. 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 que se realizó en una balanza digital de pesaje industrial.

Se tuvo en cuenta que:

Las altas temperaturas de colada agravan los problemas de contracción, micro rechupes y estructura dendrítica grosera. Es importante el control de la temperatura de colada si las secciones de las piezas son groseras, debiéndose colar a bajas temperaturas para evitar los

problemas de la contracción líquida (rechupes), penetración del metal en el molde y sinterización de la arena.

Las bajas temperaturas de colada son efectivas para el control del tamaño de las dendritas y para evitar que el eutéctico de carburo tenga una estructura grosera. El eutéctico de varias fundiciones 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 un espesor de 102 milímetros son llenadas desde 1 345 hasta 1 400 °C, se utilizan mayores temperaturas si presentan menor espesor, donde se tiene presente la configuración al seleccionar la temperatura de colada.

2.2.1. Proceso de moldeo

El moldeo se realizó según la instrucción 08-I-027 (2008), de forma manual con la utilización de mezclas autofraguantes, que responden a las exigencias del proceso tecnológico como la permeabilidad, la resistencia, la penetrabilidad al gas, el poder gasógeno e higroscopicidad; todo esto con el objetivo de obtener las probetas con la calidad posible. En la tabla 2.1 se muestra los materiales de la carga.

Tabla 2.1. Materiales de la carga

Materiales	Chatarra Ac Ct - 3	Palanquilla	Ni Sinter	FeCr	FeSi75	FeMn	Carbón Antracita
Masa (kg)	16,66	30	2,44	44,6	1,3	0,5	4,5

Estas adiciones se realizaron de forma rápida, mezcladas con caliza de carburo de calcio en varias partes hasta su total disolución en el baño por medio de la agitación. Se volvió a añadir carburo y después de homogeneizar el baño se extrajo la muestra de rechupe y de análisis, se midió la temperatura. Alrededor de los 1 450 °C se rectificó la composición, se eliminó la escoria y se realizó el proceso de colada. En la cuchara antes de la colada se añadió granalla de aluminio.

2.2.2. Diseño del sistema de colada

Para fabricar el modelo del sistema de fundición fue necesario un ángulo de salida para poder remover la placa que se utilizó como negativo de las piezas finales y para fabricar el 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 objetivo es determinar el proceso de solidificación y el comportamiento de la fundición blanca Ni-Hard 4 (ASTM A 532 tipo I clase D), luego del proceso de solidificación, 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, dureza, microconstituyentes y difracción de rayos X. En la figura 2.1 se muestra el diseño del sistema de colada.

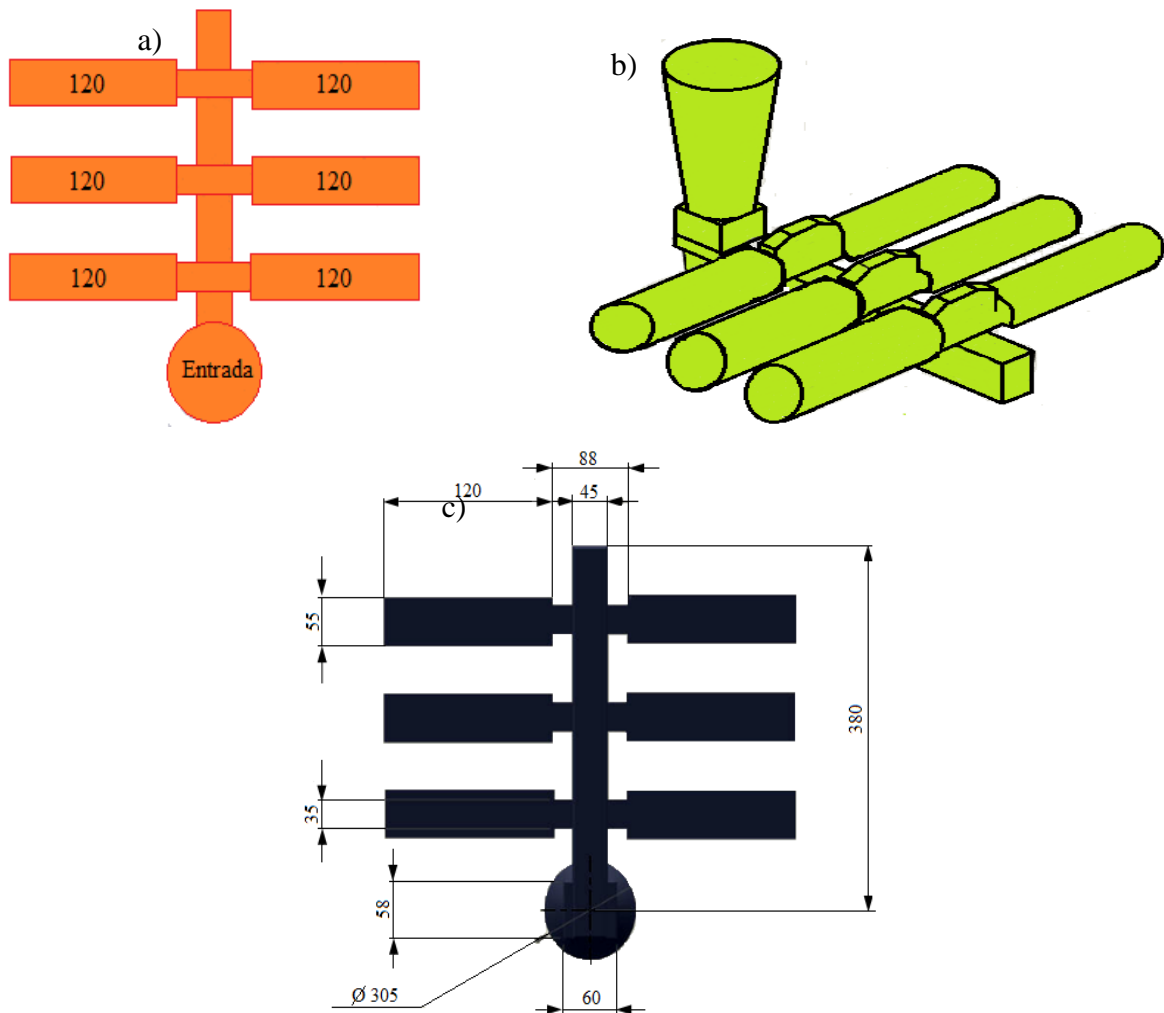


Figura 2.1 Modelo de colada, (a) posicionamiento de los diferentes espesores, (b) vista isométrica del modelo, (c) dimensionamiento del modelo.

El desmoldeo se efectuó en la desmoldeadora Webac, que consiste en un sacudidor con una estación de desmoldeo por vibración con rejilla de 2 x 2 m y una carga máxima de cinco toneladas. El corte del sistema de alimentación se realizó por impacto, el recomendado para las aleaciones del hierro fundido. Se realizó la limpieza de las probetas, para ello se utilizó la maquina granalladora V + S – Funcker, 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 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, se agrupan y crecen hasta su máxima expresión en el momento del desmoldeo.

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

2.2.3. Composición química de la fundición blanca

En la tabla 2.2 se muestra la composición química estándar de la fundición blanca Ni-Hard 4 (ASTM A 532 tipo I clase D, según la ASTM A 532).

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

Ni-Hard 4 (Norma ASTM A 532 tipo I clase D)															
Carbono		Silicio		Manganeso		Cromo		Níquel		Molibdeno		Fósforo		Azufre	
Mín	Máx	Mín	Máx	Mín	Máx	Mín	Máx	Mín	Máx	Mín	Máx	Mín	Máx	Mín	Máx
2,5	3,6	1,8	2,0	0,4	0,6	7,0	11,0	5,0	7,0	0	1,5	-	0,10		0,15

La composición química mostrada se corresponde con una fundición blanca aleada ASTM A 532 clase 1 tipo D. Es modificada con tenores de cromo del 7 al 11 % y con incrementos de níquel del 5 al 7 %. En las aleaciones del tipo D, se promueven los carburos de cromo del tipo M_7C_3 , el cual presenta un eutéctico de distribución discontinuo, con lo cual le aporta una mayor resistencia a la fractura por impacto, a su vez el alto contenido de cromo provee una resistencia a la corrosión la cual es útil, cuando se debe transportar materiales corrosivos.

En cuanto al control de la composición, para piezas de 38 a 50 mm de espesor, el contenido de níquel de 3,4 a 4,2 % es suficiente para suprimir la transformación perlítica hasta que el molde se enfríe. Secciones mayores pueden requerir hasta el 5,5 % de Ni para inhibir la transformación perlítica. Es importante limitar este contenido, el exceso aumenta la cantidad de austenita retenida y disminuye la dureza.

El silicio es necesario por dos razones a) una mínima cantidad de silicio es indispensable para proveer fluidez al metal y producir una escoria fluida. b) De igual importancia es el efecto de la dureza *as cast*, con el incremento del silicio a rangos de 1 a 1,5 %, se aumenta en la martensita. Altos contenidos de silicio pueden (y de hecho lo hacen) promover la perlita y con ello se puede acrecentar el níquel requerido.

El cromo se adiciona para contrarrestar el efecto grafitizante del níquel. En las aleaciones Tipo D, con un rango entre 7 y 11 %, usualmente 9 %, se adiciona para promover los carburos tipo M_7C_3 el cual es duro. El manganeso, tiene un valor de 0,8 %, pero la especificación ASTM A 532 lo considera como máximo en 1,3 %. Es mejor estabilizador de la austenita que el níquel, promueve un aumento de la austenita retenida y como consecuencia baja dureza *as cast*. Por dicha razón se le debe acotar a valores bajos. El molibdeno, es un potente agente endurecedor, siendo usado en piezas de secciones groseras para evitar la perlita y, por lo tanto, aumentar la dureza.

2.3. Fundamento para la selección del material de las volutas

El elemento está sometido fundamentalmente a esfuerzos de abrasión. Debido a que la resistencia al desgaste es el primer requisito y la resistencia al impacto es secundario, se selecciona la fundición aleada ASTM A 532 tipo 1 clase D, equivalente al Ni-Hard 4. La propuesta de solución al problema planteado consiste en que esta clase tiene los mayores valores de resistencia y tenacidad usándose para las aplicaciones más severas que justifique un mayor costo, es comúnmente utilizado para la fabricación de bombas de voluta que transportan pulpas con sustancias abrasivas.

Como el primer requisito del cuerpo de la voluta de la bomba centrífuga es el desgaste y la resistencia al impacto el segundo y existe un balance entre el desgaste y la tenacidad, la ASTM A 532 recomienda una fundición de esta clase. Como el manganeso, el cromo y el molibdeno presentan alto módulo de elasticidad, las adiciones al hierro fundido inducen un aumento del mismo. La presencia del cromo favorece la formación de la perlita, pero al aumentar la solubilidad del carbono la austenita la impide.

2.4. Cálculo del carbono equivalente

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

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

Donde $\%C_{eq}$ es el carbono equivalente; $\%C$ es el contenido de carbono; $\%Si$ es el silicio y $\%P$, la del fósforo; todos en %.

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

La estructura de carburos eutécticos en los hierros blancos es influenciada por el cromo, ya que es un elemento que lo forma. Maratray y Usseglio-Nanot (1971) 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, 1988).

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:

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

Siendo:

$\%Cr$ - cromo, %

En el sistema ternario Fe-Cr-C, la temperatura del líquido está determinada por el contenido de carbono y cromo, hasta el 12 % Cr el tipo de carburo que se forma es M_3C , mientras que mayor del 12 % de Cr el tipo de carburo estable es el M_7C_3 . Con el incremento del contenido de este carburo en la aleación aumenta la proporción de cromo a hierro en el carburo y así mismo la dureza (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 Ni-Hard 4 (cromo), se empleó el diagrama metaestable 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, se ubican 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.

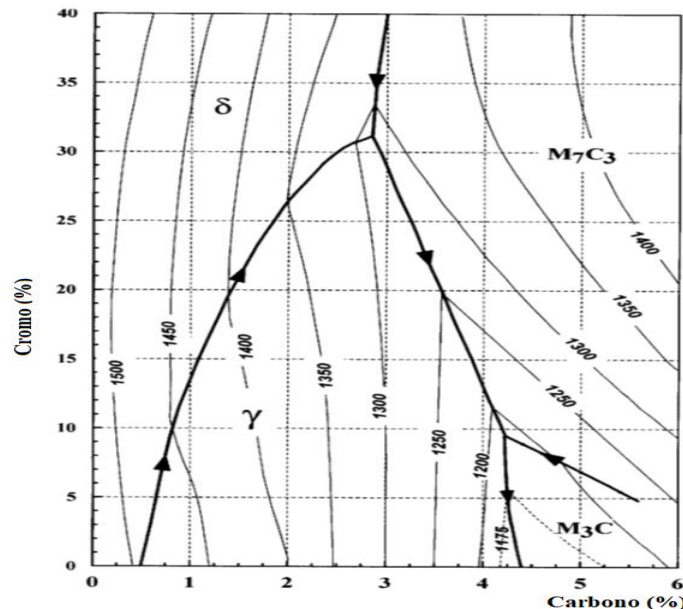


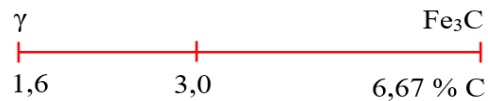
Figura 2.3. Diagrama Fe-Cr-C. Fuente: Laird *et al.* (2000).

Según el diagrama hierro - carburo de hierro (cementita). Observamos que el carburo se precipita durante los tres períodos 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 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 distintas. Estas superficies corresponden a las que se forman en la solidificación: γ (austenita), δ (ferrita), M_3C y M_7C_3 . Si la composición del hierro se ubica sobre la superficie γ líquido, 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 (γ) 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.

2.5. 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

desprender 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 realizadas para la obtención de las propiedades de la fundición blanca aleada Ni-Hard 4 se resumen en el orden siguiente (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.

Corte: las muestras como se muestra en la figura 2.4, fueron cortadas en una cortadora del tipo echoRD que presenta un mecanismo de disco refrigerado con el objeto de no generar cambios en su microestructura, evitando el calentamiento. Fueron cortadas probetas para el tratamiento térmico de temple y para el de alivio de tensiones. Las dimensiones de las mismas fueron de 30x15x10 (Norma ASTM E 92).



Figura 2.4. Corte de las muestras (para tratamiento de temple y de alivio de tensiones)

El pulido con los papeles abrasivos se realizó variando la granulometría del mismo al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina. Se emplearon lijas del tipo No 400, 600 y 800 (ASTM E 3 - 95), se colocaron 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 Universidad de Moa, las características de

la máquina son: tensión (250 V); corriente (2,5 A); número de revoluciones (300 a 1 000 r/min); potencia del motor (3,72 kW).

Para el acabado final realizado en el laboratorio de la Universidad de Moa, se utilizó un paño de fieltro grueso, se empleó como sustancia abrasiva el óxido de cromo. Una vez pulida se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono (Cl_4C) para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir, se emplearon las técnicas de ataque químico y manual por inmersión. El de inmersión, se realizó durante cinco segundos con el reactivo Villela (5 ml HCl, 1 g de ácido pícrico y 100 ml etanol) por tiempos entre 3 y 6 segundos para revelar la microestructura (ASTM E - 262 Practice A).

Para el ataque, se sujetó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo contenido en el cristizador. Se mantuvo sumergida 15 segundos, 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, manteniéndola sumergida durante 3 min a la temperatura ambiente, registrando el campo observado después de cada ataque. Este se realizó para poner de manifiesto el tamaño, forma y distribución del grano (fases o microconstituyentes), las heterogeneidades en la estructura y las segregaciones.

2.5.1. Observación con microscópica óptica

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100, ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa. Está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se colocaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación de las muestras.

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 aleada blanca. La figura 2.5 se corresponde con la muestra patrón de la aleación.

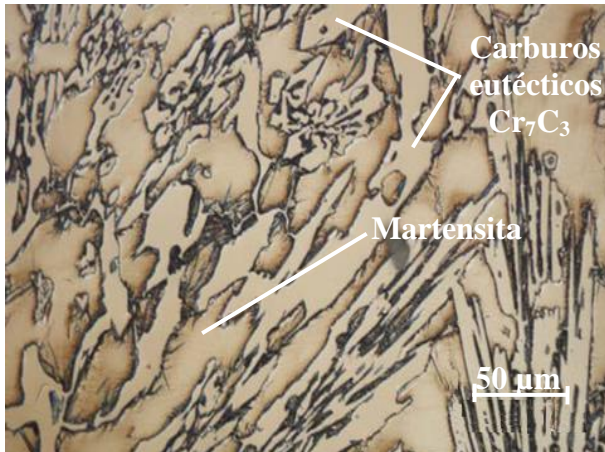


Figura 2.5. Muestra patrón de una fundición blanca.

Su elevada respuesta tribológica deriva de su microestructura, compuesta de una alta fracción de volumen de carburos eutécticos del tipo M_7C_3 . Se observa la estructura de una fundición blanca, la cual está compuesta por carburos eutécticos del tipo Cr_7C_3 y segregaciones que se forman durante el proceso de solidificación. Consta de cementita primaria (zona clara) rodeada de martensita, característica de la fundición blanca hipoeutéctica. 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 que la hacen duras y poco dúctiles, no maquinables y con gran resistencia al desgaste y la abrasión.

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

2.5.2. Ensayos de microdureza

Se utilizó el procedimiento de dureza Vickers (Callister, 2007; Askerland y Phulé, 2010). Se empleó un microscopio modelo: PMT - 3 No 168, del Laboratorio de Microscopía de Minas de la Universidad de Moa. Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 10 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 30 segundos, las mismas fueron en dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie.

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

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

Donde:

VHN - número de dureza Vickers; kgf/mm^2

1,58 - constante

P - peso; N

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

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

Las fundiciones blancas de alta aleación desarrollan una dureza de 468 HV, donde los carburos del tipo Cr_7C_3 son los responsables de esta propiedad mecánica.

2.6. Tratamiento térmico de temple y de alivio de tensiones

El objetivo del tratamiento de temple fue generar estructuras martensíticas, que es una solución sólida sobresaturada en carbono que se obtiene por enfriamiento a velocidades superiores a la velocidad crítica de temple. El paso de la estructura austenítica a la martensítica no se produce por difusión sino de forma instantánea. El ciclo térmico de la fundición blanca Ni-Hard 4 consiste en someterla a la temperatura superior a la crítica (de 750 a 790 °C) con un tiempo de mantenimiento de 2 h, con un posterior enfriamiento al aire o en horno a una velocidad no mayor de 30 °C/h, siguiendo un alivio de tensiones.

El tratamiento de alivio de tensiones se realizó teniendo en cuenta que, como la estructura de la matriz es martensita con alguna austenita retenida, una cierta cantidad de tensiones inducidas por la transformación austenítica son aliviadas en un rango de temperatura desde 260 a 315 °C por al menos 1 h para que alcance resistencia al impacto. Este aumenta la dureza de impacto entre un 50 y un 80 %, sin reducir la dureza o la resistencia a la abrasión.

Para cada uno de los tratamientos se seleccionaron tres probetas, las cuales fueron sometidas a las condiciones expuestas en la tabla 2.3. La temperatura seleccionada para el temple fue de 750 °C (superior a la crítica), se mantuvo por dos horas, para transformar la austenita en martensita, con un posterior enfriamiento al aire a una velocidad de 20 °C/min.

El alivio de tensiones se realizó a temperatura de 315 °C. En los tratamientos térmicos de las aleaciones ferrosas la temperatura crítica es aquella a la cual la fase austenítica es completamente estable.

Tabla 2.3. Procedimiento para los tratamientos térmicos

No	Condición	TT (°C)	Etapa (h)	Medio	Enfriamiento
1	Muestra sin TT	----	----	----	----
2	Tratamiento térmico temple	750	2	Horno	Aire
3	Tratamiento térmico temple	750	2	Horno	Aire
4	Tratamiento térmico temple	750	2	Horno	Aire
5	Alivio de tensiones	315	1	Horno	Aire
6	Alivio de tensiones	315	1	Horno	Aire
7	Alivio de tensiones	315	1	Horno	Aire

Se seleccionaron 7 probetas, la primera en estado en bruto de colada, la cual no fue expuesta a ningún tratamiento, pero se le determinó la microestructura y dureza que se obtiene después del proceso de fundición de la aleación Ni-Hard 4. Las otras 6 fueron expuesta a los diferentes tratamientos térmicos.

2.6.1. Horno empleado para el tratamiento térmico

Se empleó un horno mufla, en el cual se generan elevadas temperaturas para el calentamiento de materiales que son sometidos a distintos procesos de tratamiento térmico, se encuentra ubicado en el laboratorio de química de la Universidad de Moa. Se emplea en procesos de incineración, secado, disgregación, recocido, tratamientos térmicos con temperatura máxima de 1 100 °C. El calentamiento es por acción directa o indirecta del flujo eléctrico, pero se debe tomar en cuenta el tamaño, la forma y la temperatura de la probeta a ser tratada térmicamente. En la figura 2.6 se muestra dicho horno.



Figura 2.6. Horno de mufla.

Presenta como características un recinto interior compuesto por placas de refractario ligero de alta calidad, de gran contenido en alúmina y exentas de amianto y óxido de hierro. Elementos calefactores distribuidos uniformemente con hilo especial de elevado punto de fusión y recocido por alta frecuencia que asegura una duración de la temperatura. Excelente aislamiento térmico de fibrocerámica de baja densidad y conductividad térmica. Consumo reducido a máximo rendimiento. El calor se transmite a través de la pared por conducción, la radiación existirá cuando se encuentre en temperaturas desde los 900 hasta los 1 000 °C y si la temperatura es baja, la conversión sería mayor.

2.6.2. Procedimiento para la medición de la microdureza

En las muestras fundidas y en las tratadas térmicamente con temple y alivio de tensiones, se realizó un total de tres mediciones con una separación entre lectura y lectura, además se promediaron dichos valores, se les calculó la desviación estándar. En la tabla 2.4 se muestra el procedimiento de la planificación de experimentos.

Tabla 2.4. Planificación de experimentos para tratamiento térmico vs dureza

D	Probetas en bruto de colada				Probetas con temple a 750 °C			
	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	HV1 _{0,0}	HV2 _{0,0}	HV3 _{0,0}	HVP _{0,0}	HV1 _{0,0}	HV2 _{0,0}	HV3 _{0,0}	HVP _{0,0}
0,25	HV1 _{0,25}	HV2 _{0,25}	HV3 _{0,25}	HVP _{0,25}	HV1 _{0,25}	HV2 _{0,25}	HV3 _{0,25}	HVP _{0,25}
0,5	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}
0,75	HV1 _{0,75}	HV2 _{0,75}	HV3 _{0,75}	HVP _{0,75}	HV1 _{0,75}	HV2 _{0,75}	HV3 _{0,75}	HVP _{0,75}
1,0	HV1 _{1,0}	HV2 _{1,0}	HV3 _{1,0}	HVP _{1,0}	HV1 _{1,0}	HV2 _{1,0}	HV3 _{1,0}	HVP _{1,0}

1,25	HV1 _{1,25}	HV2 _{1,25}	HV3 _{1,25}	HVP _{1,25}	HV1 _{1,25}	HV2 _{1,25}	HV3 _{1,25}	HVP _{1,25}
1,5	HV1 _{1,5}	HV2 _{1,5}	HV3 _{1,5}	HVP _{1,5}	HV1 _{1,5}	HV2 _{1,5}	HV3 _{1,5}	HVP _{1,5}
1,75	HV1 _{1,75}	HV2 _{1,75}	HV3 _{1,75}	HVP _{1,75}	HV1 _{1,75}	HV2 _{1,75}	HV3 _{1,75}	HVP _{1,75}
2,0	HV1 _{2,0}	HV2 _{2,0}	HV3 _{2,0}	HVP _{2,0}	HV1 _{2,0}	HV2 _{2,0}	HV3 _{2,0}	HVP _{2,0}
2,25	HV1 _{2,25}	HV2 _{2,25}	HV3 _{2,25}	HVP _{2,25}	HV1 _{2,25}	HV2 _{2,25}	HV3 _{2,25}	HVP _{2,25}
Con alivio de tensiones a 280 °C								
	D	HV1	HV2	HV3	Prom			
	0,0	HV1 _{0,0}	HV2 _{0,0}	HV3 _{0,0}	HVP _{0,0}			
	0,25	HV1 _{0,25}	HV2 _{0,25}	HV3 _{0,25}	HVP _{0,25}			
	0,5	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}			
	0,75	HV1 _{0,75}	HV2 _{0,75}	HV3 _{0,75}	HVP _{0,75}			
	1,0	HV1 _{1,0}	HV2 _{1,0}	HV3 _{1,0}	HVP _{1,0}			
	1,25	HV1 _{1,25}	HV2 _{1,25}	HV3 _{1,25}	HVP _{1,25}			
	1,5	HV1 _{1,5}	HV2 _{1,5}	HV3 _{1,5}	HVP _{1,5}			
	1,75	HV1 _{1,75}	HV2 _{1,75}	HV3 _{1,75}	HVP _{1,75}			
	2,0	HV1 _{2,0}	HV2 _{2,0}	HV3 _{2,0}	HVP _{2,0}			
	2,25	HV1 _{2,25}	HV2 _{2,25}	HV3 _{2,25}	HVP _{2,25}			

Se realizó un barrido en toda la superficie con el objetivo de analizar la dureza y las microestructuras presentes, así como las variaciones que se generan en todas las superficies. Las mediciones se realizaron de un extremo al otro de la muestra, luego fueron promediadas. La solidificación en las aleaciones hipoeutécticas ocurre por la formación de dendritas de austenita seguidas por la formación de un eutéctico de austenita y carburos de cromo M_7C_3 . Durante el proceso de solidificación se crean tres zonas en las piezas fundidas, en las cuales, al existir diferentes gradientes de temperaturas, generan diferentes durezas.

2.7. Medición de las tensiones por el método difractométrico

Para conocer el estado tensional de las muestras en estudio se empleó 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 Port³ Powder, y está ubicado en el laboratorio del CEDINIQ. La radiación fue la $K\alpha$ 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 9 hasta 90°, con un paso de 5 y 6° y un tiempo de 21 s 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 (111), (211) y (222) 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 (111) en dos direcciones, x e y, es paralelo a z.
- El plano (211) en una dirección (x), es paralelos a y z.
- El plano (222) 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 θ entre la normal a la superficie del material y a la serie $\{hkl\}$ difractantes. Las líneas seleccionadas fueron las de los planos (111); (211) y (222) en correspondencia con la estructura cristalina de la aleación blanca fundida del tipo Ni-Hard 4.

2.7.1. Evaluación de las microdeformaciones

Se consideró los trabajos de Fernández *et al.* (2012); Fernández *et al.* (2021) y se estiman las recomendaciones para los planos cristalográficos de la fundición blanca Ni-Hard 4 y el valor de las tensiones principales del mismo. Por esta razón se procede a obtener las microdeformaciones a partir de los planos (111), (211) y (222).

De acuerdo con la Ley de Bragg (Jenkins y Zinder, 1996; Zolotarevsky, 1996), la difracción ocurre en un ángulo 2θ como: $n\lambda = 2d \cdot \text{sen}\theta$. La longitud de onda monocromática de los rayos X o profundidad de penetración de las ondas (λ) 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 2θ para cada línea de la difracción se calcula como:

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

Donde:

θ - ángulo de difracción para los planos (111), (211) y (222); grados.

n - orden de la difracción (número entero: 1; 2 y 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 (111), (211) y (222); nm.

Para un pico de difracción 2θ , 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 Ni-Hard 4 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 σ_1 y σ_2 (como se muestra en la figura 2.7), 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 ε_3 como resultado de las contracciones de la relación de Poisson causadas por las dos tensiones principales.

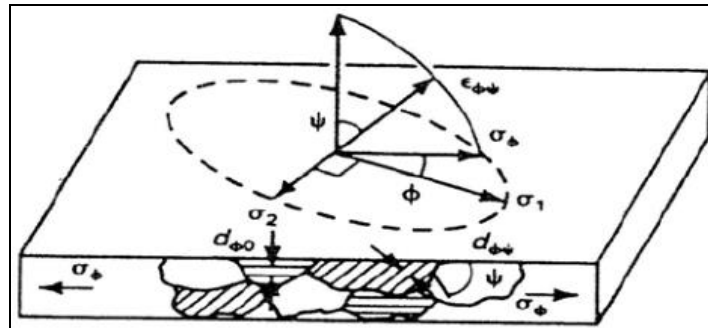


Figura 2.7. Orientación de los componentes de la deformación. Fuente: Cullity (1967).

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 ν 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 σ_A y σ_C son la tensión axial y circunferencial. Para el caso específico del Ni-Hard 4, $\sigma_A = 800$ MPa y $\sigma_C = 600$ MPa (ASTM A 108). 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 β 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 (θ). A partir de la ecuación de Scherrer (Cullity, 1967), se determina la anchura a media altura del pico como:

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

En esta expresión lineal, k es un factor de forma adimensional, con un valor cercano a la unidad (típicamente se asume 0,9); η 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) y Moorthy (2005) y se calcula como:

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

Donde β es el semiancho físico puro, libre de la influencia instrumental en red y θ 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 ε 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.

2.8. Diseño de experimentos

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). 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.

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 2.5 se muestra los factores y niveles.

Tabla 2.5. Planificación de los experimentos

Factores	Niveles	
	Temperatura (°C)	Tiempo (h)
Temple (A)	750	2
Alivio de tensiones (B)	280	1

El número de experimento, cuando intervienen F factores con dos niveles (-1 y +1), se determina con un arreglo de la función exponencial: $n = 2^F$

Siendo n el número de experimentos y F el de los factores. Se analizará la influencia de tres factores, de aquí que $F = 3$, luego el número de experimentos sería: $n = 2^3 = 8$ experimentos. La tabla 2.6 muestra el diseño.

Tabla 2.6. Matriz de planificación de los experimentos

Corrida	Factores		
	A	B	C
1	0	0	0
2	1	0	0
3	0	1	0
4	1	1	0
5	0	0	1
6	1	0	1
7	0	1	1
8	1	1	1

Dónde: 1 = nivel alto 0 = nivel bajo

Entonces:

Efecto de A, cuando B y C están en el nivel bajo $\rightarrow [\alpha - (1)]/n$

Efecto de A, cuando B (nivel alto) y C (nivel bajo) $\rightarrow [ab-b]/n$

Efecto de A, cuando C (nivel alto) y B (nivel bajo) $\rightarrow [ac-c]/n$

Efecto de A, cuando B y C están en el nivel alto $\rightarrow [abc-bc]/n$

A partir de estas regulaciones se establecen los signos algebraicos para calcular los efectos del diseño 2^3 . En la tabla 2.7 se muestra el procedimiento.

Tabla 2.7. Signos algebraicos para los efectos del diseño

Combinación de tratamientos	Efecto factorial							
	I	A	B	AB	C	AC	BC	ABC
(1)	+	-	-	+	-	+	+	-
a	+	+	-	-	-	-	+	+
b	+	-	+	-	-	+	-	+
ab	+	+	+	+	-	-	-	-
c	+	-	-	+	+	-	-	+
ac	+	+	-	-	+	+	-	-
bc	+	-	+	-	+	-	+	-
abc	+	+	+	+	+	+	+	+

Entonces tendremos que:

$$(1) = -3$$

$$a = -1$$

$$b = -1$$

$$ab = 1$$

$$c = -1$$

$$ac = 1$$

$$bc = 1$$

$$abc = 3$$

Reemplazando, entonces tenemos que:

$$\begin{aligned} A &= \frac{1}{4n} [a - (1) + ab - b + ac - c + abc - bc] \\ &= \frac{1}{4} [-1(-3) + 1 - (-1) + 1 - (-1) + 3 - 1] \\ &= \frac{1}{4} (12) = 3 \end{aligned} \quad (2.16)$$

$$\begin{aligned} B &= \frac{1}{4n} [b + ab + bc + abc - (1) - a - c - ac] \\ &= \frac{1}{8} [-1 + 1 + 1 + 3 - (-3) - (-1) - (-1) - 1] \\ &= \frac{1}{4} (12) = 3 \end{aligned} \quad (2.17)$$

$$\begin{aligned} C &= \frac{1}{4n} [c + ac + bc + abc - (1) - a - b - ab] \\ &= \frac{1}{8} [-1 + 1 + 1 + 3 - (-3) - (-1) - (-1) - 1] \\ &= \frac{12}{4} = 3 \end{aligned} \quad (2.18)$$

Con lo anterior se deduce que: el número necesario de repeticiones para las pruebas es de 9, multiplicado por las 3 réplicas o factores para un total de 27 probetas.

Los criterios que se utilizaron para la selección de muestras, pretenden garantizar que, el conjunto seleccionado presente con la máxima fidelidad a la totalidad de la que se ha extraído, así mismo cómo hacer posible la medición de su grado de probabilidad. La población está representada por la fundición blanca Ni-Hard 4. Se planteó como criterio el muestreo intencional, el cual se fundamenta en la selección de los elementos con base en

criterios o juicios del investigador para determinar cuáles son las categorías que se pueden analizar cómo tipo representativo del fenómeno.

2.8.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente Y , es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las X_i suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Torres-Treviño *et al.*, 2011).

La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_{12}} \quad (2.19)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en N; b_0 es la temperatura del tratamiento térmico de temple; en °C; X_1 es para el alivio de tensiones; °C y X_2 ; distancia medidas, en mm.

Luego de determinar si está o no en la región óptima a través de P valor en sus puntos centrales de cada parámetro analizado en el diseño, se sigue a la realización del modelado y optimización. Para realizar estos cálculos se realizó a través de la Metodología de **Superficie de Respuesta** (RSM), procesado con el software STATGRAPHICS Plus, el cual se requiere un total de 9 pruebas.

2.8.2. Cálculo de la varianza

Walpole *et al.*, 2007; Torres-Treviño *et al.*, 2011), 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:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.20)$$

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:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.21)$$

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

Por la ecuación 2.13 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:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.22)$$

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

Se consideró que, la validación de las normas y procedimientos y el nivel de acreditación de los laboratorios y equipamiento que se utilizaron para desarrollar las mediciones, permitieran una alta precisión con pocas posibilidades de que se introdujeran errores sistemáticos, lo cual implicaba el número mínimo de réplicas que garantizara la confiabilidad de los resultados.

2.9. Conclusiones del capítulo

- ✚ Para determinar los efectos de los tratamientos térmicos en la fundición Ni-Hard 4, las muestras obtenidas son del proceso de moldeo donde se garantizó la permeabilidad, la resistencia, la penetrabilidad al gas, el poder gasógeno e higroscopicidad en la mezcla autofraguante para garantizar la calidad en las mismas.
- ✚ Se establecieron las temperaturas y el tiempo de los tratamientos térmicos seleccionados para ser aplicados a la fundición blanca Ni-Hard 4 en función de mejorar la estructura para ser expuesta a condiciones de desgaste.
- ✚ Se consideró la medición de las tensiones por el método difractométrico, con el cual se puede determinar la distancia interplanar no tensionada y tensionada y el ancho del pico de difracción, con los cuales se puede estimar la deformación de la fundición blanca Ni-Hard 4 luego del proceso de fundición.

CAPÍTULO 3
ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Aunque los hierros fundidos son frágiles y tienen menores propiedades de resistencia que la mayoría de los aceros, son baratos y pueden fundirse más fácilmente. Además, mediante una aleación adecuada, buen control de la fundición y un tratamiento térmico adecuado, las propiedades pueden modificarse. Se podría pensar que, por el hecho de ser duro resistente al impacto no llegaría a presentar un desgaste, todo material por el simple hecho de tener algún contacto con otro material presenta un rozamiento que a su vez se convierte en un desgaste por muy mínimo que sea.

El objetivo de este capítulo es fundamentar los resultados obtenidos de los tratamientos térmicos de temple y alivio de tensiones aplicados a la fundición blanca Ni-Hard 4, caracterizado a través de sus propiedades físico-metalúrgicas.

3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida

El análisis químico de la fundición blanca Ni-Hard 4 (ASTM A 532 tipo I clase D), 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 de la fundición blanca Ni-Hard 4, % en masa

Ni-Hard 4 (Norma ASTM A 532 tipo I clase D)							
Carbono	Silicio	Manganeso	Cromo	Níquel	Molibdeno	Fósforo	Azufre
Real	Real	Real	Real	Real	Real	Real	Real
2,7	1,19	0,5	8,7	6	0,36	0,40	0,1

El carbono es el elemento que tiene un efecto más crítico, ya que determina el tipo de microestructura que se obtiene, así como el volumen de carburos que componen la estructura del material. Además del cromo que se adiciona fundamentalmente por su efecto como formador de carburos, otro elemento formador de carburos es el molibdeno, adicionado con la intención fundamental de refinar la microestructura, para formar carburos de mayor dureza y

para endurecer la matriz. Un contenido normal en fósforo en las fundiciones de 0,15 % empleándose contenidos más bajos, cuando se desea alta resistencia y más elevados de 0,50 a 1,50 %, si se desea alta colabilidad, criterio reportado por Apraiz (1986); Dardati *et al.* (2003).

La composición obtenida permite elevar la resistencia mecánica, al desgaste corrosivo, erosivo, abrasivo y la dureza, en las condiciones más cercanas a las de explotación, si tiene en cuenta que las piezas trabajan en contacto directo con pulpa lixiviada caliente y presentan un determinado pH que está entre 5,7 y 7. Las mejoras de las propiedades deben alcanzarse con su microestructura y su dureza antes su puesta en explotación.

3.2.1. Contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición

El carbono equivalente de este tipo de fundición blanca, según los elementos que se consideran en la ecuación 2.1 es de 3,13 %, que la caracteriza como una aleación hipoeutéctica, donde su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita primaria transformada en perlita y ledeburita transformada, criterio que también ha sido reportado por Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006).

De acuerdo al resultado obtenido se plantea que, en relación a los tres elementos analizados, la fundición blanca Ni-Hard 4, mantiene la condición de una aleación hipoeutéctica ya que se encuentra en un rango menor de 4,3 %. La cantidad de perlita formada depende de la temperatura a que inicie el enfriamiento y la rapidez de este. Las altas temperaturas de temple y la rapidez de enfriamiento (aire en ráfaga) ofrecen como resultado mayor cantidad de carbono retenido o perlita. Si el temple es en aire produce una rapidez de enfriamiento suficientemente elevado a través del intervalo eutectoide y la matriz será perlítica completamente, lo que fue planteado además por Coca y Rosique (2002).

El volumen de carburo eutéctico del Ni-Hard 4, se determinó por las ecuaciones 2.2 y 2.3, donde el mismo es de 21,81 % y 22,2 % respectivamente. 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 Maratray y Usseglio-Nanot (1975).

Han reportado Bedolla-Jacunde *et al.* (2005a) que, la estructura de los carburos eutécticos en los hierros blancos al cromo es influenciada por el cromo, ya que es un elemento fuertemente

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 este diagrama en la superficie del líquido. En la figura 3.1 se muestra el resultado.

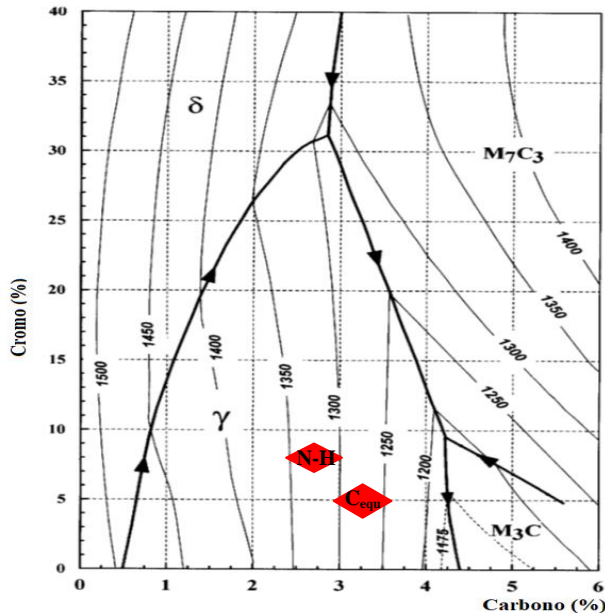


Figura 3.1. Fase de solidificación del Ni-Hard 4 en el diagrama Fe-Cr-C.

De acuerdo al diagrama, a una temperatura de 1350 °C, se obtiene una estructura eutéctica, lo cual implicaría una solidificación en austenita y carburos secundarios del tipo M_7C_3 , 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 ha reportado Sare y Arnold (1995). Por otro lado, la matriz puede ser modificada a través de los tratamientos térmicos de desestabilización y subcríticos. 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 por ciento de contenido de austenita en la fundición se determinó a partir de la ecuación 2.4 el cual es de 72,3 %, luego por la ecuación 2.5, se calculó el por ciento de contenido para la fase de la cementita, la cual es de 27,6 %. 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 períodos 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, en donde el líquido remanente reacciona para formar el eutéctico ledeburita y cementita. Como la reacción ocurre a alta temperatura (1 100 °C) la ledeburita aparece como una mezcla gruesa, criterio que ha sido referido por Rivera *et al.* (2000); Orłowicz *et al.* (2017).

3.3. Comportamiento microestructural en bruto de colada

El proceso de solidificación también tiene importancia en las características físicas de la fundición, pues condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y la morfología de los granos. Se realizó el análisis microestructural de la fundición blanca en bruto de colada Ni-Hard 4, ASTM A 532 tipo I clase D. En la figura 3.2 se muestra la estructura.

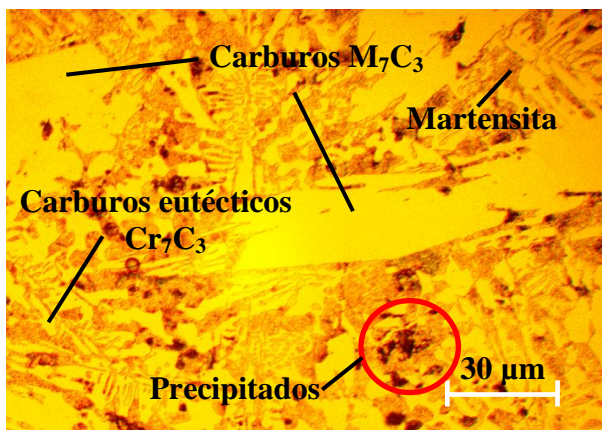


Figura 3.2. Microestructura en bruto de colada.

Se observa una estructura con carburos eutécticos del tipo M_7C_3 , característicos en este tipo de fundiciones debido a la transformación metaestable producto de la desestabilización de la austenita, existe la presencia de martensita, rodeando estos carburos, así como la fase ledeburítica. Luego del proceso de colada, se aprecia la presencia de algunos precipitados. Esta transformación no es completa presentándose austenita retenida la cual reduce su resistencia a la abrasión y favorece el proceso de *spalling* (estillamiento).

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

3.3.1. Tratamiento térmico aplicado a la fundición blanca

Los factores principales para un tratamiento térmico son el tiempo y la temperatura, y hay que fijarlos siempre, de acuerdo con la composición del acero, la forma y el tamaño de las piezas y las características que se desean obtener. En la figura 3.3 se muestra el ciclo de tratamiento térmico aplicado a la fundición Ni-Hard 4.

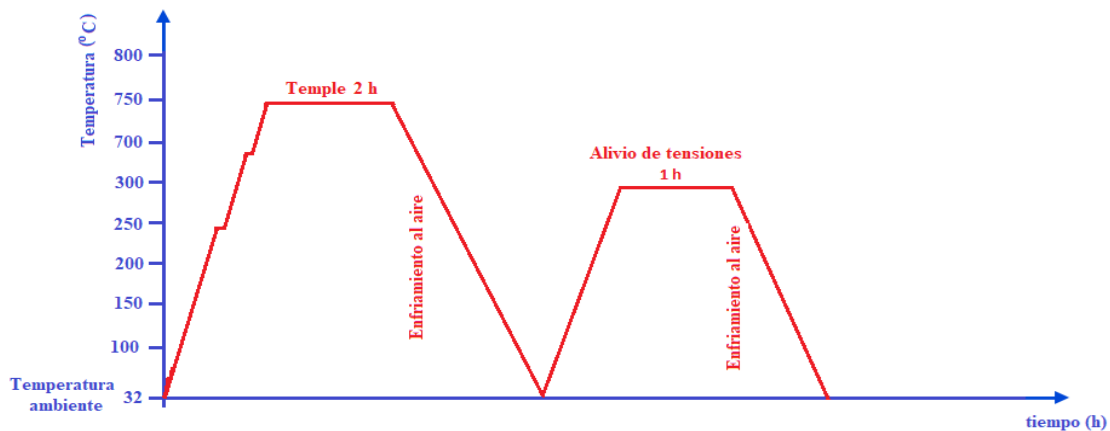


Figura 3.3. Tratamiento térmico aplicado a la fundición Ni-Hard 4.

Para el tratamiento de temple a las primeras tres muestras el calentamiento se realizó de forma escalonada, el primero a 250 °C, el segundo a 500 °C hasta llegar a los 750 °C, se ejecutó a un tiempo de calentamiento aproximada de 20 °C por cada minuto transcurrido, cuando se alcanzó esta temperatura el tiempo de mantenimiento fue de 2 h, según las dimensiones de las muestras. Alcanzados los 750 °C, se cronometró el tiempo de sostenimiento, cumplido se extrajeron del horno y sometidas a un enfriamiento sostenido al aire.

Para las tres muestras seleccionadas para el alivio de tensiones, el calentamiento se llevó a cabo en un tiempo de 20 °C por minuto, hasta una temperatura de 280 °C, una vez conseguida esta, el tiempo de espera fue de dos minutos para que la misma se estabilizará y fuera homogénea, tras esto se inició con el conteo del tiempo de sostenimiento, una hora por cada pulgada de espesor, por tanto, este tiempo fue de 1 hora. Tras el tiempo de sostenimiento, fueron extraídas del horno y enfriados a temperatura ambiente.

3.3.2. Comportamiento microestructural de las muestras templadas

Luego de las muestras ser tratadas térmicamente fueron analizadas las microestructuras correspondientes a cada una de ellas. Las figuras 3.4 (a), 3.4 (b) y 3.4 (c) se corresponden con las mismas, donde se observan variaciones en las morfologías de los granos.

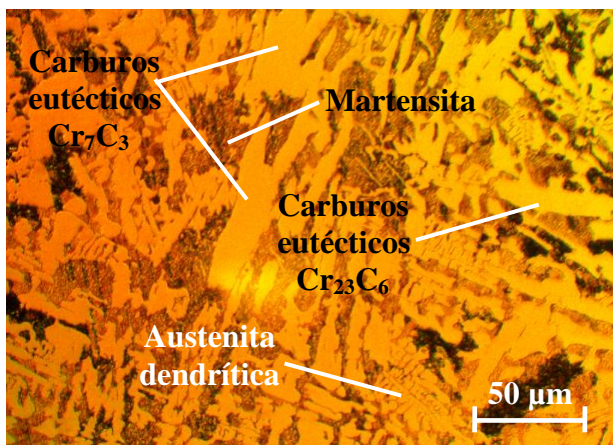


Figura 3.4 (a). Estructura de la muestra 1.

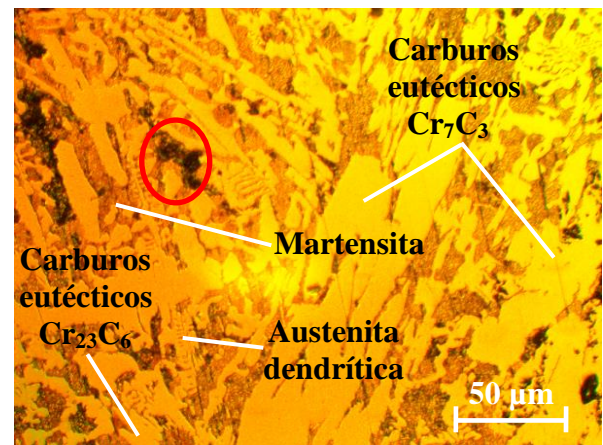


Figura 3.4 (b). Estructura de la muestra 2.

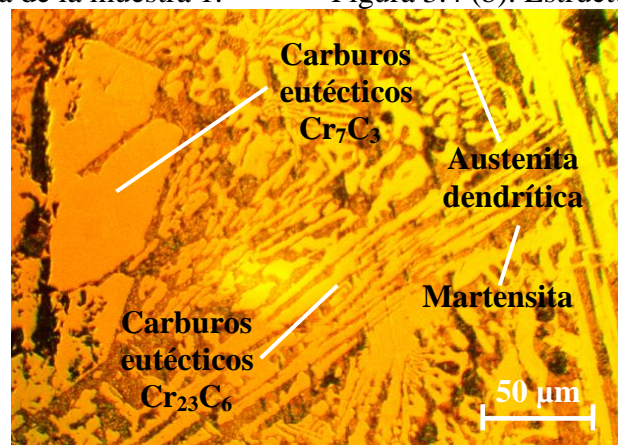


Figura 3.4 (c). Estructura de la muestra 3.

En las probetas, luego de ser sometidas a tratamiento térmico de temple, se pueden observar los carburos eutécticos característicos de la solución sólida hipoeutéctica, rodeados de la matriz austenítica. Se observa la presencia de carburos de cromo del tipo Cr_7C_3 y $Cr_{23}C_6$ eutécticos y austenita primaria y eutéctica, comportamiento de este tipo de fundición. El

carburo Cr_{23}C_6 , puede precipitar durante el enfriamiento o calentamiento en el rango de temperaturas entre 500 y 850 °C. Estos pueden ser disueltos con un tratamiento de recocido a altas temperaturas (mayor 1 050 °C), teniendo en cuenta que, el mismo 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); Fernández-Columbié *et al.* (2016).

Por efecto del tratamiento térmico, la austenita retenida, se transforma en martensita de revenido. Al ocurrir esta transformación como consecuencia del calentamiento, se evita que suceda durante el trabajo, sin embargo, el cambio de la austenita retenida, satisfacen la dureza en las muestras con la temperatura de temple, ya que existió una caída gradual en esta, al incrementarse la misma. La transformación de la austenita a martensita trae aparejada una dilatación volumétrica que no resulta perjudicial, sin embargo, puede generarse tensiones residuales que no pueden ser adecuadamente relevadas. Al transformarse la austenita blanda y plástica en martensita, la dureza del sistema aumenta, lo cual se traduce en un mejor rendimiento frente a la abrasión, según criterios de Mohammadnezhad *et al.* (2013).

Por las características estructurales obtenidas este tipo de fundición puede ser empleada en elemento expuesto al fenómeno de desgaste, ya que los carburos generan elevada dureza. Debido a esto se pueden emplear 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. La responsabilidad para el mejor comportamiento al desgaste es el fortalecimiento de la matriz por los carburos MC y la precipitación de carburos secundarios M_7C_3 y la transformación parcial de matriz de la austenita a martensita después del tratamiento térmico, según criterios de Filipovic *et al.* (2013); Figueredo *et al.* (2013).

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, expuesto por Fernández-Columbié *et al.* (2016).

3.3.3. Microestructura de las muestras con tratamiento de revenido

Como el revenido es el tratamiento térmico que sigue al proceso con el objetivo de modificar y no eliminar los efectos del mismo, se realizó a una temperatura de 315 °C, ya que solo se requería eliminar las tensiones provocadas por el temple sin afectar la dureza. Fueron

analizadas las estructuras resultantes obtenidas de este procedimiento. La figura 3.5 se corresponde con estos resultados, la(a) es la muestra 1, la (b) es la 2 y la (c) la 3.

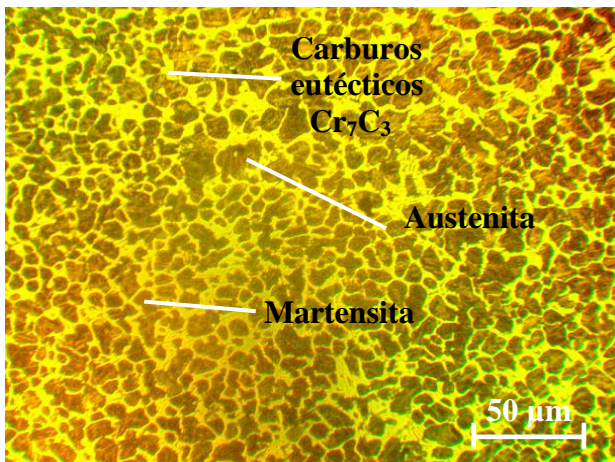


Figura 3.5 (a). Estructura de la muestra 1.

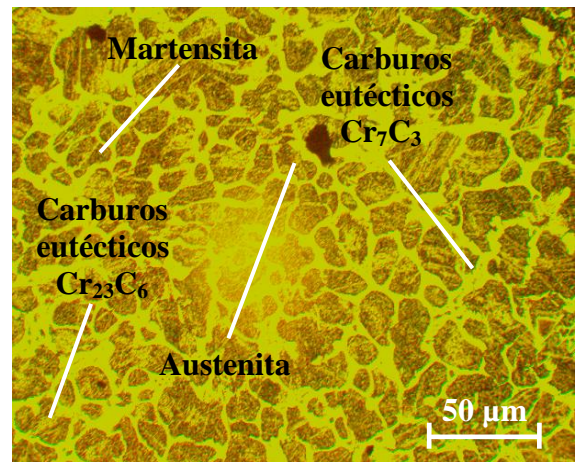


Figura 3.5 (b). Estructura de la muestra 2.

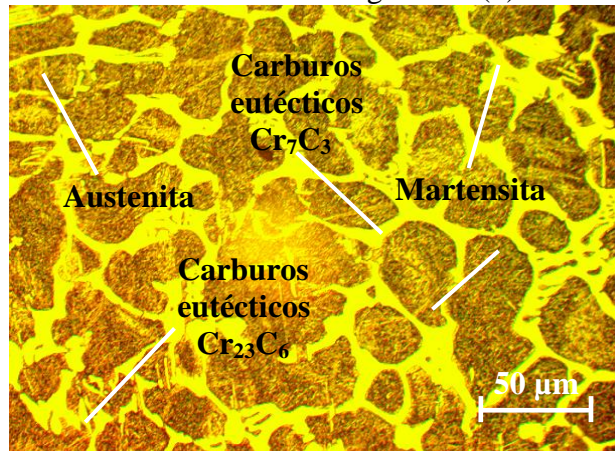


Figura 3.5 (c). Estructura de la muestra 3.

Luego del tratamiento de revenido en las tres muestras se han obtenido las mismas estructuras homogéneas, compuestas por fases de martensita, austenita (en menor fracción volumétrica en la matriz) y carburos eutécticos del tipo Cr_7C_3 y Cr_{23}C_6 , lo cual es indicativo que a temperatura de $280\text{ }^\circ\text{C}$ se ha producido una precipitación de carburos que contribuye a disminuir el contenido de carbono y el grado de aleación de la austenita y favorecer, así su transformación en el enfriamiento subsiguiente (mayor M_s), con lo cual mejora la tenacidad de este microconstituyente mediante la precipitación del exceso de carbono en forma de carburos. Estas estructuras presentan similitud con la muestra patrón correspondiente a esta aleación.

A pesar de ser sometida a un revenido la fundición blanca Ni-Hard 4, luego del mismo queda una fracción de austenita, la cual debe ser eliminada a través de tres o más tratamiento de revenido, en virtud de esto refieren Liu *et al.* (2016) que, la fractura de estos productos es de

tipo intergranular ya que preferentemente tiene lugar a través de los carburos, en virtud de su carácter más frágil, y de las intercaras entre los carburos y la fase dendrítica de martensita revenida, que descohesiona bajo las fuertes tensiones locales que se desarrollan en el frente de la grieta. Por el contrario, la fractura de las regiones dendríticas es de tipo dúctil con abundantes microcavidades creadas en virtud de la descohesión de los pequeños carburos precipitados durante los tratamientos de revenido.

En el curso de estos tratamientos de revenido tiene lugar un significativo endurecimiento estructural (endurecimiento secundario), propiciado por la precipitación de carburos y la transformación de la austenita retenida en martensita. 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.

3.4. Análisis de la microdureza

Se realizó el análisis de microdureza según los procedimientos considerados anteriormente, centro, borde y entre centro y borde de las muestras. En la figura 3.6 se muestra el comportamiento de esta propiedad para diferentes distancias, se consideró las muestras en bruto de colada, con tratamiento térmico de temple y con revenido.

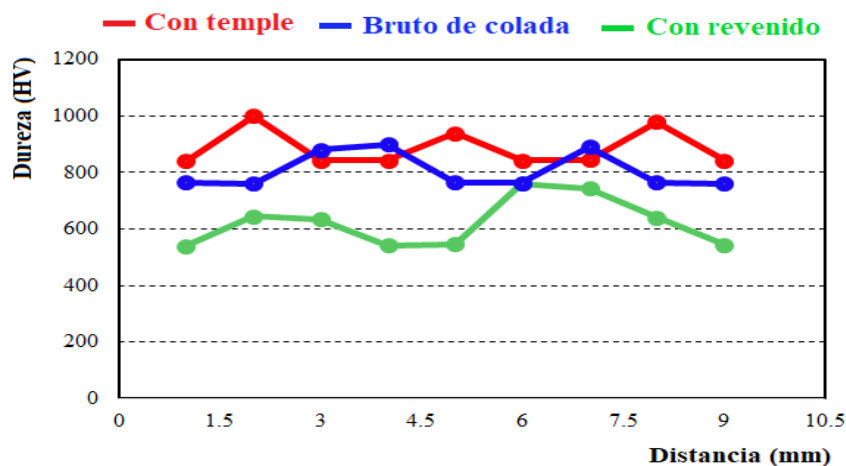


Figura 3.6. Comportamiento de la dureza para diferentes distancias.

Luego de ser obtenidas, las muestras en bruto de colada, presentan una dureza que se encuentra entre 760 y 900 HV, luego del tratamiento térmico está entre 840 y 1 000 HV, sin embargo, luego de aplicado el revenido disminuye entre 540 y 760 HV, debido a que este ablandamiento de la martensita por la pérdida de tetragonalidad de la red cristalina y a la

disminución del número de dislocaciones, formándose una red o película de cementita, rodeando las agujas de martensita y a medida que aumenta la temperatura se rompe la película de cementita y a temperaturas altas de revenido desaparecen, transformándose en martensita revenida. Las variaciones en esta propiedad y los picos alcanzados están asociado a la presencia de los carburos Cr_7C_3 (M_7C_3).

Los cambios ocurridos en las variaciones de las durezas, está asociado a los bruscos cambios de 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 Abdel El-Aziz *et al.* (2017). La dureza de hasta 1 000 HV la proporciona el carburo de cromo, lo que demuestra que este microconstituyente le proporciona elevada dureza y resistencia al desgaste, según lo reportado por Fernández-Columbié *et al.* (2016).

3.4.1 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, en las obtenidas en bruto de colada, las expuestas a tratamiento térmico de temple y en estado de recocido o alivio de tensiones, para definir si los efectos de las variables son significativos. En la tabla 3.2 se muestran los resultados del análisis de regresión.

Tabla 3.2. Análisis de regresión

Parámetro	Estimación	Error Estándar	Estadístico T	Valor-P	
CONSTANTE	-252.915	181.067	-1.3968	0.2213	
Dureza BC	0.121192	0.0973338	1.24511	0.2683	
Dureza temple	0.235236	0.136126	1.72807	0.1446	
Dureza revenido	-0.0127562	0.126148	-0.101121	0.9234	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	Gl	Cuadrado medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	1.86786	3	0.62262	1.65	0.2902
Residuo	1.88214	5	0.376428		
Total (Corr.)	3.75	8			

R-cuadrada = 94.8096 por ciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 91.6954 por ciento

Error estándar del est. = 0.613537

Error absoluto medio = 0.327918

Estadístico Durbin-Watson = 0.997334 (P=0.0474)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = 0.346603

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Distancia y 3 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dis\ tan\ cia = -252.915 + 0.1211 \cdot Dureza\ BC + 0.235 \cdot Dureza\ temple - 0.0127 \cdot Dureza\ revenido$$

Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es mayor o igual que 0.05, no 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 94,8096 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-Cuadrada ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 91,6954 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 0.613537. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones relacionadas con la dureza del Ni-Hard 4, en estado de fundición. El error absoluto medio (MAE) de 0.327918 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 %.

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 Ni-Hard 4 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 222_{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 Ni-Hard 4 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 en dicha muestra, 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 el espectro característico, en el que 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 α que forman la tensión principal σ_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 Ni-Hard 4 se efectuó un barrido sobre la superficie de la muestra donde se consideró ángulo de posición 2θ 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 2.14. En la figura 3.6 se muestra el difractograma obtenido.

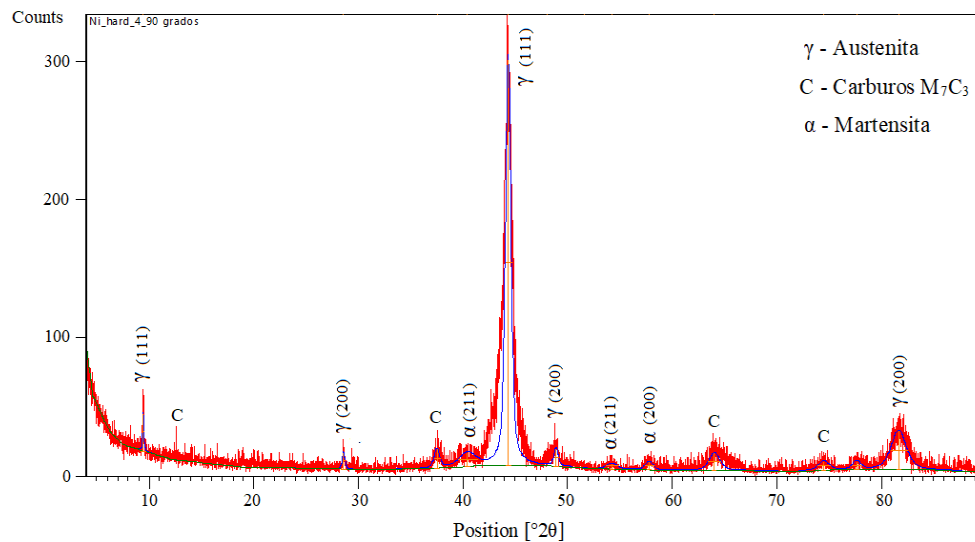


Figura 3.6. Difracción para el Ni-Hard 4 en bruto de colada.

El difractograma de la muestra en condiciones de colada del Ni-Hard 4, presenta los picos de la austenita que difractan a (9.4347° ; 28.5893° ; 44.3338° ; 48.8979° y 81.6598°), se observan

los de la martensita con ángulos de difracción en (40.4262°; 54.2349° y 57.7951°), se pudo reconocer también los de carburos tipo M_7C_3 que difractan a (37.5095°; 64.0453°; 74.4898° y 77.6240°). 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 ha reportado Fernández-Columbié *et al.* (2012); Fernández-Columbié *et al.* (2021).

La altura de los picos se incrementa, lo que provoca el ensanchamiento de 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). Ambos efectos están relacionados con la deformación de la red durante el proceso de solidificación de la fundición blanca Ni-Hard 4. 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).

En la tabla 3.3 se muestra los resultados obtenidos de la evaluación de las microdeformaciones en la fundición blanca Ni-Hard 4 en bruto de colada.

Tabla 3.3. Resultados de las microdeformaciones del Ni-Hard 4 en bruto de colada.

Pos. [$^{\circ}2\theta$]	Height [cts]	FWHM Left [$^{\circ}2\theta$]	d-spacing [\AA]	Rel. Int. [%]
9.4347	27.40	0.1536	9.36645	9.33
28.5893	12.24	0.3072	3.11977	4.17
37.5095	13.81	0.6144	2.39582	4.70
40.4262	9.73	1.8432	2.22944	3.31
44.3338	293.63	0.6144	2.04158	100.00
48.8979	12.94	0.4608	1.86116	4.41
54.2349	4.35	1.2288	1.68993	1.48
57.7951	6.32	0.9216	1.59401	2.15
64.0453	12.72	1.2288	1.45270	4.33
74.4898	6.71	1.2288	1.27275	2.29
77.6240	6.07	0.9216	1.22900	2.07
81.6598	28.21	1.6896	1.17816	9.61

Para diferentes posiciones del ángulo de difracción [$^{\circ}2\theta$], existe un ancho integral a media altura del pico de difracción (β), 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 [$^{\circ}2\theta$]. Como en el análisis de la distancia interplanar tensionada la muestra se ha girado un ángulo, las tensiones residuales presentes en la superficie de la muestra 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).

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.

3.5.2. Tamaño medio de la cristalita para el Ni-Hard 4

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 (β). En la tabla 3.4 se muestra el tamaño medio de la cristalita para el Ni-Hard 4 a diferentes ángulos de difracción.

Tabla 3.4. Tamaño medio de la cristalita a diferentes posiciones del ángulo de difracción

Planos	(111)	(111)	(222)	(211)	(111)	(222)
Ángulo [$^{\circ}2\theta$]	9.43	28.58	37.50	40.42	44.33	48.89
t (nm)	0.915064	0.514014	0.284488	0.098817	0.315499	0.457701
Planos	(211)	(211)	(222)	(222)	(111)	(211)
Ángulo [$^{\circ}2\theta$]	54.23	57.79	64.04	74.48	77.62	81.65
t (nm)	0.193058	0.282292	0.257815	0.421956	0.701954	0.565749

Para diferentes planos y ángulos de difracción, en la muestra fundida de la aleación Ni-Hard 4 se obtienen diferentes tamaños de cristalitas, las cuales son del orden desde los 0.915064 hasta los 0.098817nm. 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 a 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 Ni-Hard 4 a partir del ancho integral a media altura del pico máximo de difracción (β) para diferentes posiciones del ángulo de difracción se determinó por la ecuación 2.15. En la tabla 3.5 se muestra los resultados.

Tabla 3.5. Deformación media de la red para la fundición Ni-Hard 4

Planos	(111)	(111)	(222)	(211)	(111)	(222)
Ángulo [$^{\circ}2\theta$]	9.43	28.58	37.50	40.42	44.33	48.89
e (nm)	0.23108	0.14092	0.20011	0.54094	0.15721	0.10050
Planos	(211)	(211)	(222)	(222)	(111)	(211)
Ángulo [$^{\circ}2\theta$]	54.23	57.79	64.04	74.48	77.62	81.65
e (nm)	0.22127	0.14512	0.14964	0.08523	0.05055	0.06192

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 2θ , 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. Costos del proceso

Los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, por el contrario, los gastos serían aquellos recursos, aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período o que fueron necesarios para que la empresa pudiera existir durante el mismo. En la tabla 3.6 se muestra los costos asociados al proceso de fundición de las muestras.

Tabla 3.6. Cálculo del costo de fundición

Ficha de costo para producir una pieza				
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
Sub total (1)			14 092.21	4 670.29
Otros materiales				
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
Lingote de aluminio	t	0,0031	8 840,02	27,40
Miel final	t	0,028	1 755,97	49,17
Sub total (2)			19 595.98	673.34
Total			33 688.19	5 343.63

Al confeccionar las fichas de costos o fichas de precios se determinó 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 3.7 se muestran los costos por concepto de materiales directos.

Tabla 3.7. 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			14,94	162,50

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 3.8 se muestran los costos totales de la mano de obra directa.

Tabla 3.8. 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 sist. de alimentación	Soldador "B"	2,89	18,15	52,45
19	Limpieza y terminación	Pulidor "B"	1,07	18,15	19,42
			45,61		1 723,74

Los costos estimados en la tabla 3.8 se relacionan con los directos e indirectos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, fue preciso identificar las alternativas técnicas en función de los materiales y de las tecnologías disponibles. El costo total en la obtención de la fundición blanca Ni-Hard 4, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos tiene un precio de 33 703,13 y un importe de 7 229,87 CUP.

3.6.1. Costos de la difracción

Existe relación entre la fabricación de un producto y su costo de producción. Para que sea comercializable este deberá tener precios competitivos con relación a los de otros productores, de lo contrario lejos de proporcionarle eficiencia se incidiría en pérdidas. Además, debe existir un mercado que satisfaga la capacidad de producción de quién quiere comercializar. Se

establecieron los costos en los que incide el análisis de difracción de rayos X. En la tabla 3.9 se muestra la incidencia de los mismos para la muestra analizada.

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	22,41	4,59
Materiales	7,35	4,59
Combustibles y lubricantes	0,00	0,00
Energía eléctrica	13,99	0,00
Útiles y Herramientas	1,07	
Sub total (Gastos de elaboración	286,7	27,7
Gastos de fuerza de trabajo	108,58	0,27
Salarios	99,28	
Vacaciones	9,02	
Gastos indirectos de producción	101,89	12,77
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
Gastos generales y de administración	75,57	14,14
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
Gastos Bancarios	0,65	0,52
Gastos Totales o Costo de Producción	309,10	59,99
Contribución a la Seguridad Social	24,92	
Gastos de Seguridad Social a corto plazo	2,99	
Impuesto por Utilización de la Fuerza de Trabajo	9,97	
Margen utilidad S/ base autorizada 10 %	43,00	
PRECIO S/ ESTABLECIDO POR EL MFP	1004,18	

Por la ficha de precio establecida en el CEDINIQ se establecieron los costos del análisis de difracción de rayos X, los cuales incurren en un monto total de 1004,18 CUP. Ambos costos dan como resultados un precio de 36 578,61 CUP y un importe de 7 229, 87 CUP.

3.7. Impacto ambiental

Las distintas fases del proceso de fundición generan emisiones a la atmósfera como polvo y partículas con distintos niveles de óxidos minerales, metales (principalmente manganeso y plomo) y óxidos metálicos. El polvo procede de los procesos térmicos (hornos de fundición), 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 de cubilote son los que generan un mayor volumen de materia particulada (coque, cenizas volátiles, sílice, óxido y caliza). Los de arco eléctrico (HAE) constituyen otra fuente considerable de MP durante la carga, al iniciarse la fusión, durante la inyección de oxígeno y en la fase de descarburación. Los índices más bajos de emisiones se asocian con otros tipos de hornos, especialmente los 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/t) para el fundido de hierro en hornos de cubilote.

La 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, de óxido metálico e hierro metálico. Las 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 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 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.

3.8. Conclusiones del capítulo

- ✚ Por los cálculos realizados del carbono equivalente, el carbono en función del fósforo y el silicio, se determinó que la fundición blanca Ni-Hard 4, presenta una solidificación del tipo hipoeutéctico, donde su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita primaria transformada en perlita y ledeburita transformada.
- ✚ Se estableció el ciclo térmico a aplicar a la fundición blanca del tipo Ni-Hard 4 a partir de muestras obtenidas productos del moldeo, consistente en un tratamiento térmico de temple y uno de alivio de tensiones.
- ✚ Se determinó que el microconstituyente más representativo en la fundición blanca es el carburo eutéctico Cr_7C_3 por el elevado contenido de cromo que presenta la aleación en su composición, lo cual le confiere elevada dureza frente al desgaste abrasivo.

CONCLUSIONES GENERALES

- Las modificaciones estructurales de la fundición blanca Ni Hard 4 A 532 tipo I clase D está formada por precipitados, martensita y carburos eutécticos del tipo Cr_7C_3 y M_7C_3 en bruto de colada, luego del temple de carburos de cromo Cr_7C_3 y Cr_{23}C_6 , austenita primaria y de martensita y después del revenido de carburos eutécticos Cr_{23}C_6 y Cr_7C_3 .
- La dureza en la fundición blanca Ni Hard 4, en bruto de colada está entre 760 y 900 HV, luego del tratamiento térmico de 840 y 1 000 HV y posterior al revenido disminuye entre 540 y 760 HV.
- En las tensiones y microdeformaciones obtenidas en la muestra fundida, existe un incremento de los picos por disminución del dominio cristalito, desde 0.1536 hasta 1.6896 nm, una reducción de la distancia interplanar desde 0.936645 hasta 0.117816 nm, lo cual demuestra que las tensiones internas existente son del tipo microscópico.
- El proceso de obtención de la fundición blanca del tipo Ni Hard 4 A 532 tipo I clase D donde se consideró materiales, mano de obra directa e indirectas, tiene un precio de 36 578,61 CUP y un importe de 7 229, 87 CUP.

RECOMENDACIONES

- ✚ Determinar a través de la metalografía a color la cantidad de fases o microconstituyentes presentes en la fundición blanca Ni-Hard 4, con lo cual permita determinar la variación de estas fases luego de aplicar los tratamientos térmicos.
- ✚ Realizar un análisis de la rugosidad superficial luego del proceso de fundición con el objetivo de uniformar el acabado ya que los resultados del desgaste se ven influenciados por este parámetro.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Abdel El-Aziz, Kh.; Zohdy, Kh.; Saber, D.; Sallam, H. Wear and corrosion behavior of high-Cr white cast iron alloys in different corrosive media, *J Bio Tribo Corros* 1 (1): 25, 2015.
2. Abdel El-Aziz, Kh.; M. El-Shennawy 1b* and Adel A. Omar. 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.
3. Aguilar, W.; Boeri, R. Comportamiento a la segregación de los elementos de aleación usados en fundiciones esferoidales de fabricación. *Jornadas SAM-IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga*, 2000.
4. Allen, C.; Sheen, M.; Williams, J.; Pugsley, V. The wear of ultrafine WC-Co hard metals. *Wear*. 250 (125): 604-610, 2001.
5. Álvarez, J.; Francos, L.; Asensio, J. Aplicación del ajuste de Rietveld para correlacionar la evolución microestructural de fundiciones blancas con 18 y 25% en cromo, templadas en aceite y sucesivos revenidos, con el comportamiento frente al desgaste abrasivo y esfuerzos de flexión. *Revista de Metalurgia*. 54 (1): e113, 2018.
6. Apraiz, J. *Aceros Especiales*, Editorial Dossat S. A., Madrid, 1975.
7. Aristizábal, R.; Silva, C.; Pérez, P.; *et al.* Studies of a quenched cupola part II: The behavior of C, Si, Mn and S in the metallic charge. *AFS Transactions*. 117 (09-104): 693-708, 2009.
8. Askeland, D.; Phulé, P. *Ciencia e ingeniería de los materiales*, Cengage Learning Editores, 4ª ed., p. 341. México. 2010.
9. Askeland, D.; Wright, W. *Ciencia e Ingeniería de Materiales*. Séptima Edición, Cengage Learning Editores, Ciudad de México, México, 2016.
10. ASM - American Society for Materials. *ASM Handbook Vol. 18 - Friction, Lubrication, and Wear Technology*. 1992.
11. ASTM A532: Standard specification for abrasion-resistant cast irons, ASTM International. West Conshohocken, PA, United States. 2004.
12. ASTM. *Annual Book of ASTM Standards*. ASTM A532/A532M-10 Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Iron |Book of Standards Vol: 01.02 2010.
13. Ataiwi, A.; Yousif, I. Destabilization heat treatment effect on erosive wear characteristics of high chromium white cast iron. *Kufa Journal of Engineering*. 9 (2): 45-56, 2018.

14. Avner, S. Introducción a la metalurgia Física. Segunda Edición. Editorial McGraw-Hill. México. p. 421-422, 1979.
15. Barreiro, J. Fundiciones. Madrid: Dossat. 1963.
16. Bedolla-Jacuinde, A.; Hernández, B.; Béjar-Gómez, L. SEM study on the M_7C_3 carbide nucleation during eutectic solidification of high chromium white irons. Journal of Basic Sciences. 2005a.
17. Bedolla-Jacuinde, A. Effect of titanium on the as-cast microstructure of a 16 % chromium white iron. Elsevier, 12. 2005b.
18. Bedolla-Jacuinde, A. Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons. Elsevier, 7. 2015a.
19. Bedolla-Jacuinde, A.; Guerra, F.; Mejia, I.; Zuno, J.; Rainforth, M. Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons. Wear. 332:333: 1006-1011, 2015b.
20. Belzunce, F. Aceros y Fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones Universidad de Oviedo, 2001.
21. Bockus, S.; Zaldarys, G. Evaluation of producing technique factors affecting the matrix microstructure of as-cast ductile iron castings. Metalurgija. 50 (1): 9-12, 2011.
22. Boeri, R.; Sikora, J. Solidification macrostructure of spheroidal graphite cast iron. International Journal of Cast metals Research. 13 (4): 307-313, 2001.
23. Buchmayr, B.; Kirkaldy, J. Modelling of the temperature field, transformation behaviour, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. J. Heat Treat. 8 (2): 127-136, 1990.
24. Brümmer, G. Origination, action and secondary actions of thermally decomposable carbon compounds in bentonite-bonded moulding sand. Casting Plant + Technology International. 17 (3): 24-29, 2001.
25. Callister, D. Materials Science and Engineering: An Introduction, 7th ed. N. York, 2007.
26. Catalina, A.; Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M. Prediction of room temperature microstructure and mechanical properties in gray iron casting. AFS Transactions. 108 (72): 247-257, 2000.
27. Celentano, D.; Schulz, B.; Cruchaga, M. Análisis termofluidodinámico-microestructural de proceso de solidificación de fundiciones grises. Revista Matéria. 9 (2): 73-79, 2004.

28. Chávez, M.; Amaro, A.; Flores, C.; Juarez, A. González-Rivera, N. Thermal analysis of gray and nodular eutectic cast iron. México D.F., México. Trans Tech Publications, Switzerland. 509. 2006.
29. Chotborský, R.; Hrab, A.; Kabutey, A. The effect of microstructure of the hypoeutectic Fe-Cr-C hard facing on abrasive wear. *Scientia Agricultural Bohemica*. 42 (3): 127-132, 2011.
30. 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* 2009; 267:356-361.
31. Coca, P.; Rosique, J. *Tecnología mecánica y metrotécnia*. Ediciones Pirámide. pp 179-182, 249-258, 2002.
32. Collini, L.; Nicoletto, G.; Conecnák, R. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. *Materials Science and Engin. A*. 488 (112): 529-539, 2008.
33. Coronado, J.; Sinatora, A. Abrasive wear study of white cast iron with different solidification rates. *Wear*. 267 (150): 2116-2121, 2009.
34. Crespo, E.; Aparicio, D. Tratamiento térmico de una fundición blanca. p. 350-358, 2005.
35. Cullity, B. *Elements of X-ray diffraction*. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science. University of Notre Dame. 1967. 514 p.
36. Dardati, P.; Celentano, D.; Godoy, L.; Boeri, R. Simulación numérica del proceso de solidificación de la fundición dúctil. *Mecán. Comput.* XXI (4): 2855 - 2874, 2002.
37. Dardati, P.; Godoy, L.; Cervetto, G.; Paguaga, P. Modelación mediante autómatas celulares de la micromecánica en solidificación de fundición de grafito esferoidal. *Mecánica Computacional*, XXII (5): 1319-1333, 2003.
38. Dogan, O.; Hawky, A. Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron. *Elsevier*, 7 (1): 1315-1328, 1995.
39. Efemenko, V.; Chabak, Y.; Brykov, M. Kinetic parameters of secondary carbide precipitation in high-Cr white iron alloyed by Mn-Ni-Mo-V complex. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 22 (5): 1378-1385, 2013.
40. Ennis, P.; Quadackers, W. *International journal of pressure vessels and piping, development of and integrity issues with new high temperature high strength steels*, 84 (12): 75-81, 2007.

41. Fernández, I. Optimización microestructural de los aceros y fundición de alto cromo utilizado en la fabricación de los cilindros de laminación. Tesis doctoral, departamento de ciencia de los materiales e ingeniería metalúrgica. Univ. de Oviedo. 166-169, 2004.
42. Fernández-Pariente, I.; Belzunce-Varela, F. Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. *Revista de Metalurgia*. 42 (4): 279-286, 2006.
43. Fernández-Columbié, T. Mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura. Tesis al título de Dr. C. ISMM. 2011.
44. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Quintana-Puchol, R.; García-Domínguez, A. Determinación de las tensiones por ratos σ del acero AISI 1045 deformado por rodadura. *Ingeniería Mecánica*. 15 (1): 23-33, 2012.
45. 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.
46. Fernández-Columbié, T.; Reyes-de la Cruz, J.; Rodríguez-González, I.; Suárez-Torres, L. Cavitation wear on centrifugal pump impellents made from hastelloy C-276 alloy. *IJRDO - Journal of Mechanical And Civil Engineering*. 7 (5): 19-24, 2021.
47. Figueredo, Y.; Palacios, A.; Velázquez, A.; García, E. El recocido de esferoidización como vía para mejorar la maquinabilidad de la aleación ИЧХ28Н2. *Miner Geolog*. 29(1): 60-76, 2013.
48. Filipovic, M.; Kamberovic, Z.; Korac, M.; Gavrilovski, M. Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of white cast iron alloys. *Met. Mater. Int*. 19 (3): 473-481, 2013.
49. 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, No 45, 2010.
50. Galindo-Medina, Y.; Fernández-Columbié, T. Comportamiento de las propiedades mecánicas de la aleación ИЧХН4 para emplearla en molinos de bola. *Ciencia & Futuro*. 9(3): 34-45, 2019.
51. Gatzanis, E. The abrasion and abrasion - corrosion properties of 9 % chromium steel, *Wear*. 165, 213-220, 1993.
52. Granlund, M. How green sand systems are impacted by core sand dilution. *Modern Casting*. 35-37, 1999.

53. Gregorutti, R.; Grau, J. Mechanical properties of compacted graphite cast iron with different microstructures. *International Journal of Cast Metals Research*. 27 (5): 275-281, 2014.
54. Groover, M. *Fundamentos de Manufactura moderna*. Mc Graw Hill, Ed. 2007.
55. Gupta, S.; Khandelwal, A.; Ghose, A. Slurry erosion behavior of destabilized and deep cryogenically treated Cr-Mn-Cu white cast irons. *Tribology in Industry*. 38(4):486-495, 2016.
56. Gutiérrez, F.; De la Vara, R. *Análisis y Diseño de Experimentos*. Mc Garw Hill, 1^a ed, 237-264. Cd. México. México, 2003.
57. Heino, V. The role of microstructure in high stress abrasion of white cast irons. Elsevier, 7 (1): 2007.
58. 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. *Revista Facultad de Ingeniería*. 26 (46): 71-79, 2017.
59. Hiroaki, M.; Seiji, N., JP 2001081 527, 2001.
60. Hokkirigawa, K.; Kato. K. The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels. *Wear*. 123 (12): 241-251, 1987.
61. Hutchings, I., Solid particle erosive wear testing, *ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation*. 8 (5): 728-751, 2000.
62. Janowak, J.; Gundlach, R. *Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII-segunda etapa- mayo-junio*, 1987.
63. Jenkins, R.; Zinder, R., *Introduction to X-ray, Powder Diffractometry* John Wilerand Sons, pp 47-94, 1996.
64. 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(1986). 419-430, 1985.
65. Kinoshita, S.; Ueda, R. *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 14, 411, 1974.
66. Klug, H. *X-ray diffraction procedures for polycrystalline and amorphous materials*. John Wiley and Sons, 1974.
67. Krause, D. *Gray Iron - A Unique Engineering Material*. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 1969. pp 3 - 28.
68. Laird, G.; Gundlach, R.; Röhrig, K. *Abrasion-resistant cast iron handbook*. 1 ed., Illinois, American Foundry Society, 2000.

69. Larrañaga, P.; Sertucha, J. Estudio térmico y estructural del proceso de solidificación de fundiciones de hierro con grafito laminar. *Revista de Metalurgia*. 46 (4): 370-380, 2010.
70. Liu, S.; Zhou, Y.; Xing, X.; Wang, J.; Ren, X.; Yang, Q. Growth characteristics of primary M_7C_3 carbide in hypereutectic FeCr-C alloy. *Sci Rep*. 6 (1): 32941, 2016.
71. 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.
72. Maratray, F.; Usseglio-Nanot, R. Factors Affecting the Structure of Chromium and Chromium-Molybdenum White Irons, Climax Molybdenum S.A., Paris, 1975.
73. Masaaki, Y.; Hiroaki, M. JP 200104 9 381, 2001.
74. Masubuchi, K. Analysis of welded structures: residuals stresses, distortion, and their consequences, Massachusetts Institute of Technology, USA, 1980, pp.88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328-335.
75. Moranchel, M. Análisis de la evolución microestructural del daño por irradiación neutrónica en la vasija de presión de un reactor nuclear de potencia BWR. Tesis de doctorado. Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de la Escuela Superior de Física y Matemática (ESFM). pp. 92, 2012.
76. Mohammadnezhad, M.; Javaheri, V.; Shamanian, M.; Naseri, M.; Bahrami, M. Effects of vanadium addition on microstructure, mechanical properties and wear resistance of Ni Hard 4 white cast iron, *Materials & Design* 49 (4) 888-893, 2013.
77. Moorthy, V. Magnetic Barkhausen emission technique for detecting the overstressing during bending fatigue in case-carburised in 36 steel. 38 (5): 59-66, 2005.
78. Morales, I. Efecto del tratamiento térmico de desestabilización en el desgaste de hierros blancos de alto cromo. Bogotá. 2010.
79. Niu, L.; Okado, M.; Azuma, T.; Sakai, Y.; Kobayashi, M.; Takaku, H. *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 89 (12): 796-802, 2003.
80. Olsen, O.; Hartung, C.; Ecob, C. Common Metallurgical in Grey Cast Iron. Consultado, 2010.
81. 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.
82. Petty, E. *Physical Metallurgy of Engineering Materials*. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 1968. p 109.

83. Pina, J.; Kouznetsova, V.; Geers, M. Thermo mechanical analyses of heterogeneous materials with a strongly anisotropic phase: the case of cast iron. *International Journal of Solids and Structures*. 63 (6): 153-166, 2015.
84. Purizaga, J.; Purizaga, R. Influencia del tiempo de maleabilización sobre la dureza y resistencia al impacto de una fundición maleable. Tesis de pregrado Escuela Ingeniería Metalúrgica. Universidad Nacional de Trujillo. p. 31-46, 2012.
85. Rahimipour, M. Tribology behavior of reinforced and unreinforced high chromium cast iron. *Materials and Energy Research Center Teheran Iron*. 19 (3): 45-51, 2006.
86. Rocha, A.; Nunes, R.; Hirsch, T. Comparação entre difração de raios x e "método do furo cego" para medição de tensões residuais em barras cilíndricas. *Matéria (Rio de Janeiro)*. 14 (3): 1-14, 2009.
87. Rojas, M.; Martínez, R.; Boeri, R.; Sikora, J. Análisis de la formación de microestructura en fundiciones esferoidales mediante técnicas computacionales. *Jornadas SAM-IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga*, 2000.
88. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. Influencia de la inoculación sobre el refinamiento de la estructura de solidificación y sobre las propiedades mecánicas. *Jornadas SAM-IV Coloquio de Fundiciones Esferoidales Eutécticas, Latinoam. Fractura y Fatiga*, 2000.
89. Sánchez, F.; Hinojosa, M.; Virgilio, G. Hojuelas de grafito en hierro fundido gris: análisis fractal y estadístico, 2007.
90. Sánchez-Figueroa, R.; Oviedo-Fierro, F.; Cárdenas, V. Obtención de fundidos metálicos por el método de vertido dinámico, en VI Conferencia Científica Internacional de la Universidad de Holguín, Holguín, Cuba, 2013.
91. Sare, I.; Arnold, B. The effect of heat treatment on the gouging abrasion resistance of alloy white cast irons. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26A, pp., 357-370, 1995.
92. Sare, I. Abrasion resistance and fracture toughness of white cast irons. *Metals Technology*. 412-419, 1997.
93. Scandian, C.; Boher C.; De Mello, J.; Rézaï-Aria, F. Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear, *Wear* 267 (55): 401-408, 2009.
94. Sertucha, J.; Suárez, R. Arenas de moldeo en verde, st Ed.; Azterlan, Durango, 2004.

95. Sillen, R. Monitoring and optimization of melting and treatment processes for cast iron alloys by means of advanced thermal analysis. Intern. Report, Novacast AB, 2001, 13 p.
96. Smith, J. Beljers. Philips Res. Rep. 10, 113, 1955.
97. Smith, W. Ciencia e Ingeniería de materiales. Tercera Edición. Editorial Mc Graw Hill. España. Impreso en Colombia. p. 307, 2004.
98. Sourmail, H. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steel. University Cambridge, Dept. Material and Metallurgy. 17 (2): 1-14, 2001.
99. Stachowiak, G. Engineering Tribology. Oxford, UK. Butterworth-Heinemann, 2016, pp. 483-508.
100. Stefanescu, D.; Alonso, G.; Larranaga, P.; de la Fuente, E.; Suarez, R. On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts. Acta Materialia. 107 (8): 102-126, 2016.
101. Stokes, A.; Wilson, A. Proc. Camb. Phil. Soc., 40 197; Proc. Phys. 56. 1944. 174 p.
102. Stokes, J.; Looney, L. Residual stress in HVOF thermally sprayed thick deposits. Surface and Coatings Technology. 177 (178): 18-23, 2004.
103. Sy, A. Copper in cast iron. Principal considerations. AFS Transactions. 67 (13): 321-328, 1959.
104. Tabrett, C.; Sare, I. Fracture toughness of high-chromium white irons: Influence of Cast Structure Journal of Materials Science. 3 (1): 2069-2077; 2000.
105. Thorpe, W.; Chicco, B. The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface. Metall Trans A, 16, 1541–1549, 1985.
106. 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.
107. Ueda, Z. Research on the annealing of white cast iron, on the change of Mechanical properties of White cast iron by repeated-heating. The iron and Steel institute of Laban (ISV) p. 45-46, 1953.
108. Verdeja, L.; González, R. El desgaste de materiales en el crisol de horno alto: conceptos generales. Revista de Minas. Madrid: No 13 y 14, 1996.
109. 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.

110. 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.
111. Walpole, R.; Myers, R.; Myers, S.; Ye. K. Probabilidad y estadística para ingeniería y ciencias. Octava Edición. Pearson, Prentice Hall. 2007.
112. Wang, Y.; Li, D.; Parent, L.; Tian. H. Improving the wear resistance of white cast iron using a new concept High-entropy microstructure. *Wear* 271, 1623-1628, 2011.
113. Warren, B. X-ray diffraction. Addison-Wesley Publishing Company, 1969.
114. Yılmaz, S.; Dalmış, İ.; Çınar, K. Wear resistance of GX300CrNiMoW 12611 high chromium white cast iron. UCTEA Chamber of Metallurgical & Materials Engineers's Training Center. 5 (1): 1-4, 2018.
115. 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.
116. 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.
117. Zhao, H.; Liu, B., Modelling of stable and metastable eutectic transformation of ISI J. *International, Spheroidal Graphite Iron Casting*, 41 (9): 986-991, 2001.
118. Ziadi, A.; Belzunce, J.; Rodriguez, C.; Riba, J. Influencia del tratamiento térmico en la fractura de una fundición de hierro multialeada. E.P.S. de Ingeniería. Universidad de Oviedo. Gijón. España. (2004). web: <http://www.gef.es/Congresos/21/PDF/3-06.pdf>
119. Zolotarevsky, J. *Elementary Dislocation Theory*, Oxford University Press, 1996.
120. Zum-Gahr, K. Formation of wear debris by the abrasion of ductile metals, *Wear*. 74 (6): 353-373, 1982.

Measurement conditions: (Bookmark 1)

Dataset Name Ni_hard_4_90 grados
 File name C:\XRD Data\Ni_hard_4_90 grados.xrdml
 Comment Configuration=PW3064/60 Reflection-Transmission Spinner,
 Owner=User-1, Creation date=24/09/2015 16:39:37
 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\A_General_1.xrdmp,
 Identifier={8DF684B5-FBFC-4C4D-BDFA-4D64F32296C7}
 PHD Lower Level = 6.84 (keV), PHD Upper Level = 12.80 (keV)
 Measurement Start Date/Time 22/02/2022 13:43:28
 Operator User
 Raw Data Origin XRD measurement (*. XRDML)
 Scan Axis Gonio
 Start Position [$^{\circ}2\theta$] 4.0122
 End Position [$^{\circ}2\theta$] 89.9962
 Step Size [$^{\circ}2\theta$] 0.0080
 Scan Step Time [s] 20.9550
 Scan Type Continuous
 PSD Mode Scanning
 PSD Length [$^{\circ}2\theta$] 2.12
 Offset [$^{\circ}2\theta$] 0.0000
 Divergence Slit Type Fixed
 Divergence Slit Size [$^{\circ}$] 0.4354
 Specimen Length [mm] 10.00
 Measurement Temperature [$^{\circ}\text{C}$] 25.00
 Anode Material Cu
 K-Alpha1 [\AA] 1.54060
 Generator Settings 40 mA, 45 kV
 Diffractometer Type 0000000011173165
 Diffractometer Number 0
 Goniometer Radius [mm] 240.00
 Dist. Focus-Diverg. Slit [mm] 100.00
 Incident Beam Monochromator No
 Spinning Yes