



**Facultad de Metalurgia y Electromecánica
Departamento de Mecánica**

DETERMINACIÓN DE LAS VARIACIONES FÍSICAS METALÚRGICAS DE LOS MARTILLOS DE LA TRITURADORA DE MINERAL LATERÍTICO

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Rolando Legrá Montero

Tutores: Prof. Aux. Ariana Rodríguez Suarez, Ms. C.

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

Moa/2019

Declaración de autoridad

Yo: Rolando Legrá Montero

Autor de este trabajo de diploma, certifico su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez", el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Rolando Legrá Montero

Ms. C. Ariana Rodríguez Suarez

Dr. C. Tomás Fernández Columbié.

Agradecimientos

A mis tutores por confiar en mí y la entrega incondicional en la realización de este trabajo,

Dr. C. Tomás Fernández Columbié.

Ms. C. Ariana Rodríguez Suarez.

Gracias a Dios por permitirme tener y disfrutar a mi familia, gracias a mi familia por apoyarme en cada decisión y proyecto, gracias a la vida porque cada día me demuestra lo hermosa que es y lo justa que puede llegar a ser; gracias a mis tutores por permitirme cumplir con excelencia en el desarrollo de esta tesis. Gracias por creer en mí y gracias a Dios por permitirme vivir y disfrutar de cada día. No ha sido sencillo el camino hasta ahora, pero gracias a sus aportes, a su amor, a su inmensa bondad y apoyo, lo complicado de lograr esta meta se ha notado menos. Les agradezco, y hago presente mi gran afecto hacia ustedes, mi hermosa familia

Muchas Gracias.

Dedicatoria:

***Quiero dedicar este trabajo primeramente a Dios por
nunca dejarme solo.***

***A mis padres; Ángela Montero Matos
y Orlando Legra Frometa.***

A mi hermano; Orlando de Jesús Legra Montero.

A mí tío, Julio Montero Matos.

***A mis amigos y familiares que de una forma u otra
siempre estuvieron apoyándome.***

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo determinar las variaciones físicas metalúrgicas de los martillos de la trituradora de mineral laterítico obtenido por proceso de fundición fabricados de acero al manganeso Hadfield grado B2. Para el desarrollo del trabajo fueron obtenidas muestras por el proceso de fundición, se analizó la configuración geométrica del martillo, teniendo en cuenta que, aunque son de 160 mm, presenta variación en su espesor, lo cual dio como resultado que las microestructuras en ambos lugares presentarían variaciones en las estructuras. Las fases presentes fueron la austenítica dendrítica, precedida de la perlita, formada por el rechazo del carbono y carburos dispersos entre las dendritas. En la determinación del porcentaje de microconstituyentes, en la muestra en bruto de colada, la austenita ocupa entre un 58,92 y un 69,0 % sobre la matriz, la perlita está entre 29,06 y 41,08 % y los carburos de 1,94 %. En el barrido de dureza realizado en la dirección longitudinal, presentó una dureza promedio de 375 HV en toda la superficie, sin embargo, en el área destinada para el triturado, esta propiedad es de 372 HV. Se realizó la valoración económica del proceso de fundición y el de tratamiento térmico, así como la incidencia del proceso en el medio ambiente.

ABSTRACT

The work aims at determining the physical metallurgic variations of the hammers of the mineral grinder lateritic obtained by process of founding fabricated of steel to manganese Hadfield grade B2. Obtained signs were at the process of founding for the development of work, the geometric configuration of the hammer was examined, having in account than, although they are of 160 mm, variation in his thickness presents, which gave as a result that the microstructures in both places present variations in the structures. The austenitic dendritic was the present phases, preceded of the little pearl, formed for the rejection of carbon and dispersed carbides between dendrites. You occupy between a 58.92 and a 69.0 % on the womb in the determination of the percent of micro constituents, in the sign in brute of wash, the austenita, the little pearl is between 29.06 and 41.08 % and 1.94 % carbides. In the sweeping of hardness accomplished in the longitudinal address, you presented 375 HV average hardness in all the surface, however, in the area once the crushed, this was set aside for property you come from 372 HV. The cost-reducing assessment of the process of founding was accomplished and the one belonging to heat treatment, the same way that the incidence of the process in the middle acclimatize.

TABLA DE CONTENIDO	PÁG
RESUMEN	
INTRODUCCIÓN	
1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	4
1.2. Molienda como operación unitaria	4
1.3. Generalidades sobre el desgaste	6
1.3.1. Manifestaciones del desgaste abrasivo	9
1.3.2. Desgaste por partículas abrasivas	11
1.4. Características del acero austenítico al manganeso Hadfield	12
1.4.1. Influencia de los elementos aleantes en el acero Hadfield	15
1.4.2. Características de endurecimiento del acero Hadfield	17
1.5. Estructura austenítica del acero Hadfield en el sistema ternario Fe-Mn-C	20
1.6. Conclusiones del capítulo	23
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	24
2.2. Proceso de colada de la aleación	24
2.2.1. Proceso de moldeo de las muestras	25
2.2.2. Martillos obtenidos por el proceso de fundición	26
2.3. Composición química del acero fundido	27
2.4. Fundamento para la selección del material de los martillos	27
2.5. Preparación metalográfica de las muestras	28
2.5.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050	29
2.5.2. Desbaste y pulido de las muestras	30
2.5.3. Comportamiento microestructural de la muestra	30
2.5.4. Microscopio óptico empleado	31
2.5.5. Ensayos de dureza aplicado a las muestras	32
2.5.6. Microscopio óptico para el análisis de imágenes	34
2.5.7. Obtención del porcentaje de microconstituyentes	34
2.6. Procesamiento estadístico de los datos	35
2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión	36
2.6.2. Cálculo de la varianza	37

2.7. Conclusiones del capítulo 2	38
3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	39
3.2. Influencia de los elementos químicos en el acero en bruto de colada	39
3.3. Análisis microestructural del acero al manganeso en bruto de colada	40
3.3.1. Microestructura del área de golpeo	41
3.3.2. Análisis del porcentaje de microconstituyentes	43
3.4. Comportamiento de la dureza y la microestructura	45
3.5. Análisis del barrido de la dureza en el acero Hadfield	45
3.5.1. Procesamiento estadístico de los datos	46
3.6. Costos del proceso de fundición	48
3.7. Valoración del impacto medio ambiental	50
3.8. Conclusiones del capítulo 3	51
CONCLUSIONES GENERALES	
RECOMENDACIONES	
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	

INTRODUCCIÓN

El desarrollo de la producción industrial es notable en la sociedad actual. A nivel mundial las grandes industrias tienen un lugar primordial para el desarrollo económico de cualquier país. Desde las grandes potencias hasta los países subdesarrollados, como es el caso de Cuba, se busca mejorar los procesos productivos y los medios de producción de estas, para obtener un buen provecho en beneficio de nuestra sociedad.

Los adelantos tecnológicos producidos en los últimos años han motivado el incremento de la importancia que se le concede al estudio del proceso de fabricación de los productos y como elemento indispensable para el aseguramiento de la cantidad y calidad de la producción, donde se deben de utilizar coordinadamente los hombres, equipos, materiales, energía e información en conjunto con el medio ambiente.

En nuestro país se considera necesario el desarrollo de tecnologías que permitan más ahorro de recursos, menos gasto de energía y menos contaminación atmosférica. Debido a la creciente competencia en el mercado mundial las empresas cubanas se ven obligadas a realizar un amplio estudio en la preparación, ejecución y venta de la producción, con el objetivo de aprovechar al máximo cada proceso, elaborando productos que sean capaces de competir al más alto nivel en un mercado cada vez más globalizado.

En las trituradoras de martillo, los martillos son los encargados, junto con las cribas, de moler la materia prima que entra en la recamara de molienda, es por esto, que el desgaste en los martillos de molienda es normal por la misma forma en que esta dado su funcionamiento, pero una disminución en la vida útil de estas piezas no es algo conveniente para la empresa.

Actualmente los equipos mineros son diseñados con tecnologías de avanzada, pero en la medida que son usados envejecen, fallan por diversas causas, generan pérdidas de grasas, lubricantes, gases, ruidos, además de paros operacionales imprevistos, razones por las que son sometidos a actividades de reparación no pronosticadas, de modo que a los costos usuales de operación se suman costos adicionales por mantenimiento, lo que ocasiona la disminución de los beneficios y los convierte en obsoletos y en alguna forma candidatos a ser reemplazados antes del tiempo previsto.

Entre los procesos metalúrgicos se encuentra el de fundición, que consiste en fundir un material e introducirlo en una cavidad (vaciado, moldeado), llamada molde, donde se solidifica. Al igual que en cualquier proceso, es normal que las piezas fundidas tengan porosidades, inclusiones y otras imperfecciones que contribuyen a una variación en la calidad del producto. Los desperfectos en fundición están dados por fallas en las piezas fundidas que no satisfacen una o más de las especificaciones de diseño o de calidad.

El acero Hadfield se utiliza extensivamente y con leves modificaciones en su composición y tratamiento térmico, sobre todo en los campos de movimiento de tierra, minería, perforación de pozos, siderurgia, industria ferroviaria y en la fabricación de los productos del cemento y de la arcilla. Este acero se utiliza en equipos tales como trituradoras de roca, molinos, dientes de pala y bombas para manejar grava. Otros usos incluyen martillos y rejillas para el reciclaje de automóviles.

Teniendo en cuenta esto, se plantea la siguiente **situación problemática**.

Los martillos empleados en las trituradoras de mineral laterítico son fabricados mediante procesos de fundición con aceros al manganeso. Estas piezas sufren de desgaste abrasivo producto al proceso de trituración de este mineral, aspectos relacionados con la obtención del martillo y de la estructura resultantes de la fundición, así como de la dureza. Durante este proceso de obtención, estas piezas pueden estar propensas, producto de las tensiones térmicas que se producen y el proceso de solidificación, a la formación de poros, rechupes e incluso grietas, por lo que ante esta situación no es posible garantizar una continuidad metalúrgica en el material fundido que permita garantizar la vida útil del dispositivo moledor, incremento de la economía y menos afectaciones al medio ambiente.

Problema a investigar:

Desconocimiento de las propiedades físico metalúrgicas del acero al manganeso obtenido por proceso de fundición para ser empleado en la fabricación de martillos para trituradora de mineral laterítico.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**:

Luego del proceso de fundición del acero al manganeso donde se considera la temperatura de fusión, la temperatura de interfase, así como el contenido de los elementos aleantes, se

puede establecer el comportamiento microestructural y la dureza de este acero y predecir si es posible ser empleado en la fabricación de martillos para trituradoras de mineral laterítico.

El presente trabajo define como **objetivo general**:

Determinar las variaciones físicas metalúrgicas del acero austenítico al manganeso del tipo Hadfield, empleado en los martillos de la trituradora de mineral laterítico.

Objeto de investigación: acero al manganeso austenítico Hadfield, empleado como material de los martillos para la trituradora de mineral laterítico.

Campo de acción: microestructura y dureza del acero al manganeso austenítico Hadfield.

Objetivos específicos:

1. Definir las características fundamentales del proceso de fundición de los aceros resistentes al desgaste, empleados para elementos trituradores de mineral.
2. Determinar las propiedades metalúrgicas y mecánicas del acero al manganeso austenítico Hadfield, luego del proceso de fundición.
3. Establecer a partir del comportamiento microestructural y la dureza, las variaciones metalúrgicas originadas en el acero al manganeso luego del proceso de fundición.

Para dar cumplimiento a los objetivos se consideran las siguientes **tareas de investigación**:

1. Búsqueda y análisis bibliográfico que permita el establecimiento del estado del arte sobre la temática tratada.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de la microestructura y de la dureza resultante del proceso de fundición del material.
4. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de fundición.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

La ciencia e ingeniería de los materiales ha evolucionado de manera considerable en las últimas décadas. Esto se debe a que las aplicaciones ingenieriles cada día requieren de materiales con mejor desempeño bajo condiciones adversas. Es decir, es necesario cumplir con exigencias cada vez más rigurosas, como elevada rigidez, alta resistencia mecánica, baja densidad, resistencia a la corrosión y a la fatiga. Es así como surgen procesos innovadores como la tecnología de polvos sinterizados, la aleación mecánica, la molienda de alta energía.

El presente capítulo tiene como objetivo establecer el comportamiento del acero al manganeso Hadfield empleado en condiciones de elemento moledor y expuesto al fenómeno de desgaste, así como su microestructura bajo condición de fundición.

1.2. Molienda como operación unitaria

El tema relacionado con el mejoramiento de la eficiencia energética industrial, se manifiesta hoy a escala mundial como una fuerte competencia en la búsqueda incesante de nuevas tecnologías, diseños, métodos y procedimientos para aplicar en todas las ramas productivas. Los procesos de extracción y de beneficio de minerales, por sus altos requerimientos energéticos, son ejemplos de campos donde se realizan importantes acciones encaminadas a lograr indicadores energéticos cada vez más favorables. Los últimos tiempos ha sido una época difícil para la industria de los minerales en general, las plantas sobrevivientes de los años 90' han sido forzadas a buscar nuevos métodos que les permitan aumentar su productividad sin grandes inversiones de capital (Herbst y Zaragoza, 1990). La mayoría de los estudios sobre molienda de minerales han apuntado a la reducción de los costos de operación (Wells, 1990).

La reducción de tamaño por trituración y molienda es una operación importante en la industria minera, metalúrgica, de energía y química. La cantidad de materiales frágiles, tales como rocas, minerales, carbón, productos del cemento, molidos, es por lo menos de mil millones (10^9) de toneladas (Fueyo, 1999), con un gran consumo de energía asociada (Laborde *et al*, 2004). Son comunes plantas individuales, tratando 10 millones o más de toneladas por año.

Un molino (figura 1.1) según García (2016), es esencialmente un reactor que está transformando partículas grandes a partículas más pequeñas. Existen diferentes formas de aplicar fuerzas a las partículas y causar fractura, pero el ingeniero está interesado principalmente en equipos de gran tamaño que procesen en forma continua grandes flujos de materiales frágiles con capacidad estable durante las veinticuatro horas del día.

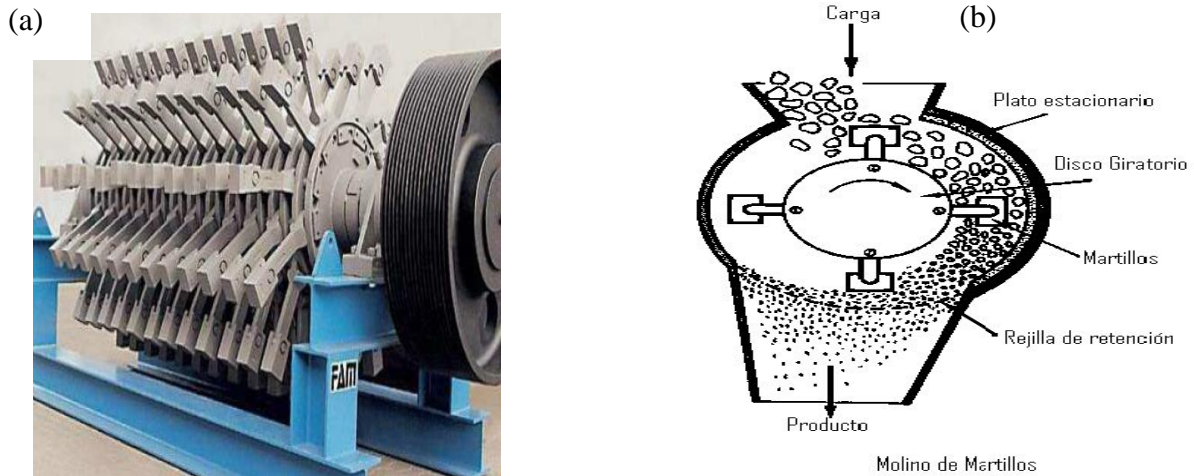


Figura 1.1. (a). Disposición de los martillos de un molino. (b). interior del molino.

Fuente: García (2016).

Este tipo de molinos también se emplea para la pulverización de materias poco resistentes a los golpes, pero además sirve también para materias de dureza media, como pueden ser los calcáreos y otras materias minerales. La producción que permiten es mayor que la de los pulverizadores, presentándose entre 1 y 60 t/h; pero la finura media que se puede obtener con ellos es bastante basta, del orden de 1 mm (Holman, 2006).

La molienda es la última etapa del proceso de beneficio de mineral, en esta etapa las partículas se reducen de tamaño por una combinación de impactos y abrasión, ya sea en seco o como una suspensión en agua, también llamado pulpa. En el proceso de molienda las partículas de 5 a 250 mm son reducidas en tamaños de 10 - 300 micrones aproximadamente, dependiendo del tipo de operación que se realice (Blanco, 2014).

En los procesos de beneficio de minerales, la molienda gasta aproximadamente el 50 % de la energía necesaria en el beneficio de minerales metálicos e industriales (Menacho, 1985). Este consumo está determinado principalmente por las pérdidas de energía y el desgaste de los medios moledores. El desgaste por fricción genera considerables pérdidas de materiales, recursos, tiempo y gran cantidad de medios para su reparación, con la consiguiente disminución de la producción, así como en la elaboración o adquisición de nuevos elementos (Alcántara, 2012).

De acuerdo con Araque y Olaya (2010) el molino de martillos es una máquina destinada para procesos como trituración y molienda, es un tipo de molino de impacto o percusión, tienen la ventaja de ser capaz de procesar muchos tipos de materiales, así como la producción de partículas de diversos tamaños, sin embargo, uno de los principales inconvenientes que presenta el desgaste de los martillos es que la capacidad máxima de trituración del molino sea excedida y esté causando un incremento mayor en el desgaste de los martillos.

1.3. Generalidades sobre el desgaste

El desgaste puede ser definido como el daño superficial sufrido por los materiales después de determinadas condiciones de trabajo a los que son sometidos. El fenómeno se manifiesta por lo general en las superficies de los materiales, llegando a afectar la subsuperficie. El resultado, es la pérdida de material y la subsiguiente disminución de las dimensiones y por tanto la pérdida de tolerancias. Los mecanismos de daño en los materiales se deben principalmente a deformación plástica, formación y propagación de grietas, corrosión y/o desgaste (Fernández *et al.*, 2001).

Otros factores que afectan el desgaste abrasivo son la temperatura, las cargas que actúan sobre la superficie de trabajo, condiciones ambientales, tales como la humedad y el grado de compactación de las partículas. Se considera que todo desgaste abrasivo del material es un agrietamiento por fragilidad, como resultado de actos de deformación plástica y endurecimiento que se repiten cíclicamente.

Como es la pérdida de material la que evidencia el fenómeno del desgaste, en la industria minera es un tópico importante que precisa estudio, debido a que las partes de las máquinas se encuentran en constantemente contacto y movimiento con otros elementos. Por tal motivo, la selección para la fabricación de estos elementos debe ser precisa.

Según Hawk (1999), hay cuatro mecanismos de desgaste (figura 1.2): por adherencia, abrasión, corrosión y triboquímica de la reacción (combinación de corrosión con otro mecanismo de desgaste). El mismo autor también menciona otros tipos de pérdida, como la cavitación y la fatiga por contacto, los cuales son también causantes del deterioro de los materiales. Respecto a los tipos de mecanismos de desgaste, diferentes autores aprecian el estudio de los fenómenos de desgaste en dependencia de criterios propios y se presentan generalmente distintos esquemas de clasificación, siendo muy común encontrar la que los

divide entre abrasión, adhesión, corrosivo -mecánico, fatiga superficial, cavitación y erosión (Ochoa y Macías, 2006).

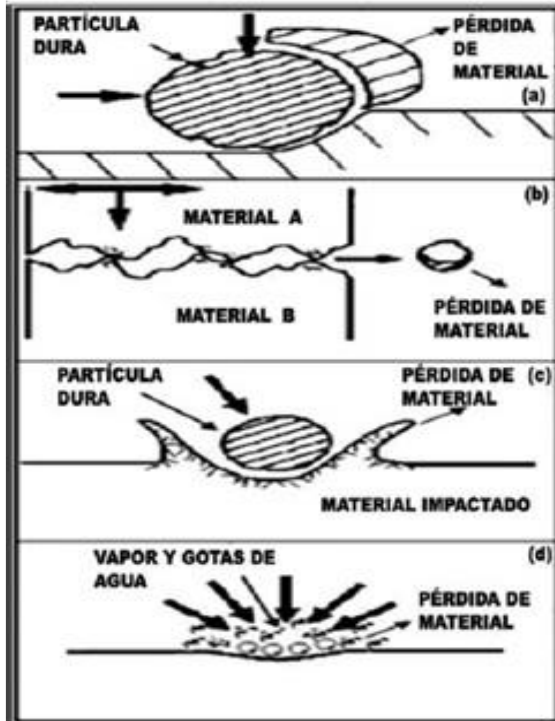


Figura 1.2. Tipos de desgaste: (a) abrasivo; (b) adhesivo; (c) erosivo d) cavitación.

Fuente: Marques (2006).

De acuerdo con Hutchings (1992), los mecanismos de desgaste por abrasión pueden involucrar tanto la pérdida por deformación plástica, como la pérdida por fractura frágil. En algunas circunstancias, la deformación plástica suele ocurrir de una manera aislada; sin embargo, los dos tipos de mecanismos de desgaste por abrasión, normalmente ocurren simultáneamente. El desgaste abrasivo también es diferente cuando el contacto es entre dos cuerpos o cuando lo es entre tres cuerpos. De acuerdo con Marques (2006), la proporción del desgaste depende del grado de penetración del abrasivo en la superficie del material. Las pérdidas serán más grandes según la dureza del abrasivo sea mayor respecto a la superficie que está sufriendo el desgaste.

El desgaste adhesivo ocurre cuando dos superficies se deslizan una contra la otra con movimiento relativo, dando lugar a que los fragmentos de una superficie se adhieren a la otra. Este desgaste ocurre por las altas fuerzas de adherencia adquiridas cuando dos materiales entran en un fuerte contacto. El desgaste por adhesión normalmente ocurre cuando la lubricación es inadecuada y se produce la remoción de metal (Hussainova y Schade, 2008).

Hoppert (1989) ha referido que el choque de partículas duras y agudas a distintos ángulos cortará materiales dúctiles o blandos. La pérdida de material en el corte empieza cuando la partícula choca con la superficie. Para los ángulos normales de ataque, las partículas de cualquier forma o dureza provocarán la fatiga superficial del material alcanzado. Los materiales frágiles, como las cerámicas, tienen gran susceptibilidad a grietas y microfisuras, por consiguiente, son removidos preferencialmente por la interconexión de grietas que divergen del punto de choque de la partícula en la superficie. En la figura 1.3 se muestra el mecanismo de desgaste de materiales frágiles, para ángulos próximos a 90°.

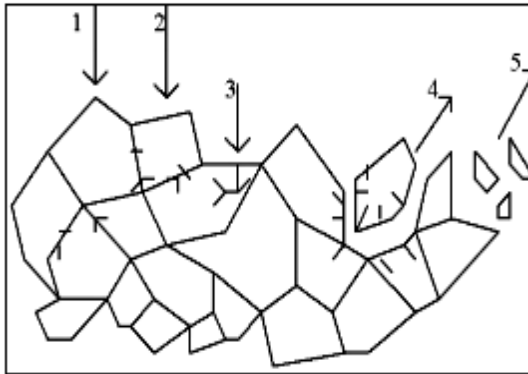


Figura 1.3. Mecanismo de desgaste. 1. Fatiga de la fase intergranular; 2. Microgrietas en el contorno de grano. 3. Inducción de microgrietas en el grano; 4. Desprendimiento del grano. 5. Desprendimiento de fragmentos de granos. Fuente: Hoppert (1989).

Las partículas que causan el desgaste erosivo pueden estar en ambientes secos o húmedos, pudiendo actuar de formas muy variadas, tal como se muestra en la figura 1.3. Cuando el medio de trabajo es húmedo (por ejemplo, un medio con agua y partículas de arena), la erosión y la corrosión son fenómenos que actúan en forma sinérgica, provocando la degradación acelerada de los materiales (Zum Gahr, 1987).

De acuerdo con Mesa y Sinatora (2003), el desgaste no sólo provoca la pérdida de eficiencia de los equipos, sino también grandes pérdidas económicas. Los daños ocasionados en el desgaste de piezas llevan al continuo recambio de partes de la maquinaria que provocan grandes tiempos de parada y por tanto de la producción. Es por esto que el estudio del desgaste, adoptando un adecuado método de trabajo, permite prever fallos en equipos, conservando la productividad, la seguridad industrial y la disminución de costos relacionados con este tema. Incluso, reduciendo la contaminación ambiental en algunos casos. Por ello las industrias, centros de investigación y universidades deberían emprender iniciativas con el fin de enfrentar este importante problema.

1.3.1. Manifestaciones del desgaste abrasivo

Bermúdez (2003) considera que el desgaste abrasivo como fenómeno complejo de degradación de los materiales, está directamente relacionados con factores hidrodinámicos, mecánicos, metalúrgicos y químicos. Los mecanismos antes relacionados cuando actúan de manera combinada, son los responsables de los enormes gastos de materias primas, materiales, consumo de energía, baja productividad y la contaminación del medio.

El fenómeno del desgaste está ubicado según Archard (1953) en el quinto puesto de los mecanismos de degradación más importantes en los términos del coste por fallo prematuro ya que impacta sobre el equipamiento en todos los sectores industriales, tales como la industria naval, equipos de molienda y perforación en el sector minero, la industria del petróleo y la industria química en sentido general, acortando notablemente la vida útil de los materiales convencionales empleados.

La ASTM (1992) afirma que el desgaste abrasivo es debido a partículas o protuberancias duras que son forzadas y movidas a lo largo de una superficie de un sólido más blando, teniendo como resultado una pérdida de material o rayado de la misma, sin embargo, autores como Márquez (1986); Hutchings (1992); Nam (1994) y Raymond (1994) plantean que esta apreciación resulta un tanto general; ya que afirman que la abrasión es generada por las partículas duras que se introducen entre dos superficies más blandas, que se deslizan e interactúan mutuamente y que las partículas abrasivas pueden ser las propias asperezas de la superficie o bien el producto del desgaste de las mismas; que tienden a cortar y arrancar material de la superficie, generando virutas y causando deformación plástica severa (superficial y subsuperficial).

En trabajos realizados por la ASTM (1992) y Raymond (1994), en ambos casos coinciden en plantear que, si las partículas sólidas impactan las superficies, se le conoce como erosión; lo cual puede ser considerado como un mecanismo del desgaste abrasivo. Por otro lado, Bermúdez (2003) afirma que cuando dos superficies están en contacto y movimiento relativo, se presenta el fenómeno de desgaste en ambas, donde una de ellas, es más dañada que otra, esto no solo es debido a las propiedades del material y a las condiciones superficiales; sino que también depende de la velocidad de contacto, el medio ambiente, el tipo de carga, así como la presencia y naturaleza del abrasivo.

Consideran Wang (1998); Kragelski y Kombatov (1982) que el desgaste abrasivo en la industria minera se clasifica en tres categorías de acuerdo al esfuerzo de trabajo al que son sometidas las superficies en contacto. La primera se conoce como abrasión de bajo esfuerzo, donde las partículas básicamente se deslizan sobre una superficie, sin sufrir grandes impactos, esto se presenta en rampas para el transporte de minerales; en tanto que la siguiente categoría, la abrasión de alto esfuerzo, resulta cuando el material de gran dureza es retenido entre dos superficies con el fin de triturarlo, como es el caso de las trituradoras empleadas para reducir el tamaño de rocas o minerales. Por último, la abrasión severa, se considera dentro del grupo de alto esfuerzo, en la cual se puede observar a simple vista las ranuras o surcos, así como desplazamiento del material que se produce por la intensidad del proceso.

Kragelsky (1978) al estudiar el fenómeno de la fatiga superficial y partiendo de la doble naturaleza de la fricción, demostró la influencia de la presión sobre la intensidad del desgaste. Si las superficies no están asentadas (superficies nuevas), la intensidad del desgaste es una función no lineal de la presión. El efecto más marcado se tiene para pequeñas áreas de contacto. Para superficies asentadas la relación se convierte en lineal. La influencia de la presión de contacto sobre la intensidad del desgaste también fue considerada por Fleischer (1985) quien considera que a partir de la fricción o el estado al que esté sometido la superficie, se diagnostica el tipo de desgaste predominante.

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

Se ha determinado que el comportamiento ante el desgaste de los materiales (Blau, 1992; Tylczak, 1992; Courtney, 2000 y Allen *et al.*, 2001) está influenciado tanto por parámetros externos característicos al sistema (velocidad, tamaño y forma del material abrasivo,

condiciones ambientales, condiciones de carga), así como por parámetros 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.

Numerosos son los trabajos que se han venido desarrollando con el propósito de determinar las causas relacionadas con el desgaste abrasivos en los materiales. Entre los temas más tratados, se encuentran los de Sagaró *et al.* (2007), quienes analizan el comportamiento tribológico del acero 65 Mn 4, con y sin tratamiento térmico, empleado en los martillos de molino. Concluyen 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, considerando las condiciones de trabajo de los equipos.

En otra importante investigación, Zum-Gahr (1981), ha identificado la influencia de las propiedades del material en el desgaste abrasivo, tales como la dureza, el endurecimiento por deformación, la ductilidad, la anisotropía de los cristales y la inestabilidad mecánica, al considerar, por ejemplo, que la resistencia a la deformación elástica/plástica determina el área de contacto entre la partícula abrasiva y el material.

1.3.2. Desgaste por partículas abrasivas

Según Hein y Shewmon (1983) suponen que el desgaste en miembros de aceros deslizantes está causado por la presencia de partículas de perlita dispersa entre la ferrita. Estas partículas duras, inicialmente al nivel de la superficie, pueden incrustarse en la región de la ferrita por una cantidad proporcional a la presión aplicada. El efecto de esta presión es abatir la superficie de la ferrita, dejando que las partículas de perlita se proyecten hacia afuera. De esta manera, parece ser únicamente las partículas abrasivas de perlita y la ferrita incorporadas muy cercanas a la superficie, podrían ser removidas durante el desgaste.

Igualmente, han sido ampliamente aceptados dos modelos estándar para las condiciones de contacto de materiales frágiles masivos. La teoría desarrollada por Evans *et al.* (1978), la cual considera condiciones de contacto dinámicas, asume que una partícula esférica penetra en un blanco sin distorsión y la presión de contacto es igual a la presión dinámica que ocurre, cuando la partícula golpea la superficie.

Por otra parte, Wiederhorn y Lawn (1979) y Lawn *et al.* (1979) indicaron que el impacto es análogo a un ensayo de indentación cuasi – estático, en el cual una carga impulsiva es entregada al blanco por una partícula aguda, vía contacto plástico. Ambos modelos asumen

que la tasa de abrasión de estado estacionario sigue una relación tipo potencia lo que implica que la mayoría de las relaciones derivadas para la tasa de abrasión (Evans *et al.*, 1978; Wiederhohn y Lawn, 1979; Lawn *et al.*, 1979; Gulden y Rosenblatt, 1978).

No obstante, y según Vaughan y Ball (1991), es importante mencionar que estos modelos no toman en cuenta las propiedades de la partícula abrasiva, las cuales se considera que tienen un efecto importante sobre la tasa de abrasión, por lo que, Wada *et al.* (1992) investigaron el efecto tanto de la dureza de la partícula abrasiva como de la tenacidad de fractura de la partícula abrasiva sobre la tasa de abrasión. En el estudio se concluyó que este parámetro es fuertemente dependiente de las durezas, de modo que, cuando la dureza del par más blando es afectada por la fricción es dominado por un mecanismo de fractura con la formación de grietas laterales (Feng y Ball, 1999), mientras que cuando se incrementan las protuberancias el desgaste abrasivo, el mecanismo de rayado es predominante, criterios análogos a otros investigadores (Shipway y Hutchings 1995, Wada *et al.*, 1992, Vaughan y Ball, 1991).

Los materiales que presentan abrasión es por la formación e intersección de fracturas frágiles, tales como vidrios inorgánicos impactados por partículas angulares duras que producen agrietamiento local, muestran el máximo de abrasión para un ángulo de incidencia normal (90°) y una reducción estacionaria a medida que el ángulo disminuye. Sin embargo, esta conversión depende de las propiedades tales como densidad de la partícula y distribución de tamaño (Hutchings, 2000 y Janos *et al.*, 1999).

Plantea Clauser (1985), que han sido varias las vías utilizadas para combatir el desgaste abrasivo y frenar las pérdidas que el mismo ocasiona. La resistencia al desgaste se consigue con una alta dureza superficial. En esta dirección han trabajado varios investigadores. Son diversos los métodos para el endurecimiento de los metales.

1.4. Características del acero austenítico al manganeso Hadfield

El acero austenítico al manganeso fue desarrollado y patentado por Robert Hadfield, en Sheffield, Inglaterra, en 1883. La primera pieza de esta aleación se fabricó en los Estados Unidos de Norteamérica, y su producción industrial se inició ininterrumpidamente en 1906, específicamente en la "American Brake Shoes Foundry Company" (El-Bitar y El-Banna, 2000). Con un contenido de carbono de 1,2 a 1,5 % y de manganeso de 12 a 15 % posee, después de temple en agua, una estructura completamente austenítica. Bajo acción de

fuertes presiones en frío, su superficie experimenta un gran aumento de dureza por formación de martensita y segregación de carburos a lo largo de las líneas de deslizamiento, lo cual explica su elevada resistencia a desgaste.

Refieren He *et al.* (2000) se caracterizan por su alta resistencia a la tracción, compresión, elevada tenacidad, elevada resistencia al desgaste, elevada resistencia al impacto y alta capacidad de endurecimiento por deformación en frío. Es considerado para condiciones de operación donde los componentes estén sometidos a severos impactos, abrasión, esfuerzos de tracción, compresión, flexión y torsión, es metaestable con solución sólida de carbono, silicio y manganeso en hierro gamma (γ), por lo cual, la completa homogenización de la microestructura y la disolución completa de complejos carburos, con diversa morfología, dependerá de la velocidad y efectividad del temple en agua con agitación.

Los aceros austeníticos al manganeso (Mn), resistentes al desgaste, también referidos como Hadfield, han existidos por más de 100 años, más de 10 grados de este tipo de aceros están identificados en la norma ASTM A 128, como se muestra en la tabla 1.1. Un gran porcentaje del tonelaje mundial actualmente producido, se acerca a la composición inicial del acero Hadfield, convencional.

Tabla 1.1. Aceros austeníticos fundidos. Fuente: A 128/A 128M-93 (1998).

Identificación		Composición química						
Norma	Grado	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P
ASTM A 128	A	1,05-1,35	11 mín	1,00 máx				0,07 máx
	B1	0,90-1,05	11,5-14,0	1,00 máx				0,07 máx
	B2	1,05-1,20	11,5-14,0	1,00 máx				0,07 máx
	B3	1,12-1,28	11,5-14,0	1,00 máx				0,07 máx
	B4	1,20-1,35	11,5-14,0	1,00 máx				0,07 máx
	C	1,05-1,35	11,5-14,0	1,00 máx		1,5-2,5		0,07 máx
	D	0,7-1,30	11,5-14,0	1,00 máx	3,0-40			0,07 máx
	E1	0,7-1,30	11,5-14,0	1,00 máx			0,9-1,2	0,07 máx
	E2	1,05-1,45	11,5-14,0	1,00 máx			1,8-2,1	0,07 máx
	F	1,05-1,35	6,0-8,8	1,00 máx			0,9-1,2	0,07 máx

Sus principales propiedades mecánicas obtenidas son: su esfuerzo de fluencia está entre los 280 y 470 MPa. Dureza Brinell del orden de 170 a 220. La elongación a rotura típica varía entre 20 y 40 % para secciones transversales de piezas originales. Esta alta ductibilidad permite lograr alta tenacidad al impacto sobre los 136 J a temperatura ambiente y una tenacidad a la fractura de $120 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Otra característica importante es su capacidad para endurecerse por trabajo desde una dureza inicial de 180 HBN hasta sobre los 500 HBN (51 HRC) (ASTM, 1998).

El tratamiento térmico se realiza con temperatura que exceda en 50 °C la línea Acm a 1 050 °C y el tiempo de estabilizado dependerá de los espesores del componente, parámetro sensible en esta aleación. La baja conductividad y la alta expansión térmica, en formas combinadas, producen excesivas gradientes térmicas y, por lo tanto, tensiones residuales que deben ser consideradas en los ciclos de tratamiento (Hutchinsona y Ridley, 2006).

Sin embargo, ha sido considerado por Higuera-Cobos *et al.* (2010), estos aceros presentan dos inconvenientes: por un lado, en trabajos a temperaturas superiores al ambiente, precipitan en toda su masa carburos de manganeso en el borde de grano de la austenita, fragilizando la aleación; por otro, si durante el servicio las solicitaciones desgastan la capa superficial martensítica a la misma velocidad que se vaya formando ésta, el desgaste es excesivo dada la baja dureza de la austenita. Por esta causa en utilizaciones críticas es usual inducir la precipitación de la martensita por calentamiento superficial de la pieza o bien hacer trabajar el acero antes de su puesta en servicio.

La microestructura está compuesta por una matriz austenítica con carburos precipitados y pequeñas colonias de perlita resultado del rechazo del carbono por parte de la austenita durante el enfriamiento. Estos carburos se nuclean en los límites de grano y en áreas interdendríticas dentro de los granos de austenita. Los carburos interdendríticos pueden ser masivos, especialmente en los puntos triples, y algunas veces son rodeados por zonas de carburos laminares (Saller, 2006).

Por otro lado, García *et al.* (2010) han planteado que la austenita con alto %Mn, es muy susceptible al fenómeno de fragilidad intergranular, el cual es la causa principal de los rechazos en la producción y los servicios. El efecto de la masa juega un papel extremadamente importante en la segregación dendrítica. La concentración de elementos de aleación en los espacios interdendríticos, actúa directamente en el detrimento de la tenacidad e indirectamente al modificar la reacción austenita frente al tratamiento térmico, es decir, modifica la cinética de transformación de la austenita.

Los aceros austeníticos al manganeso presentan ciertas propiedades que tienden a restringir su uso, son difíciles de maquinar y usualmente tienen esfuerzos de fluencia de 345 a 415 MPa. Consecuentemente no son aptos para partes que requieren alta precisión durante el maquinado o que deben resistir deformación plástica cuando son sometidos a altos esfuerzos durante el servicio (ASM, 1990), referenciado en Higuera *et al.*, (2007).

1.4.1. Influencia de los elementos aleantes en el acero Hadfield

Este acero que combina características de alta tenacidad y ductilidad y a la vez capacidad de endurecimiento por trabajo en frío y resistencia al desgaste, se emplea ampliamente con algunas modificaciones en su composición que implican, fundamentalmente, modificaciones en el contenido en carbono y manganeso, así como el empleo de diferentes proporciones de elementos aleantes, como cromo, vanadio, níquel, molibdeno (Efstathiou y Sehitoglu, 2010).

En combinación con el carbono, el manganeso puede formar distintos carburos: Mn_7C_3 , Mn_5C_2 , $Mn_{23}C_6$ y $Mn_{15}C_5$; sin embargo, generalmente, para los contenidos habituales de manganeso los únicos carburos que aparecen son $(Fe,Mn)_3C$ y, principalmente, Mn_3C (García *et al.*, 2010).

Las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos se ven modificadas, tanto por el contenido en manganeso como por el contenido en carbono (figura 1.4). Según aumenta el carbono de la aleación, se hace más difícil su retención en solución, lo cual implica que la resistencia a tracción no aumente y la ductilidad disminuya.

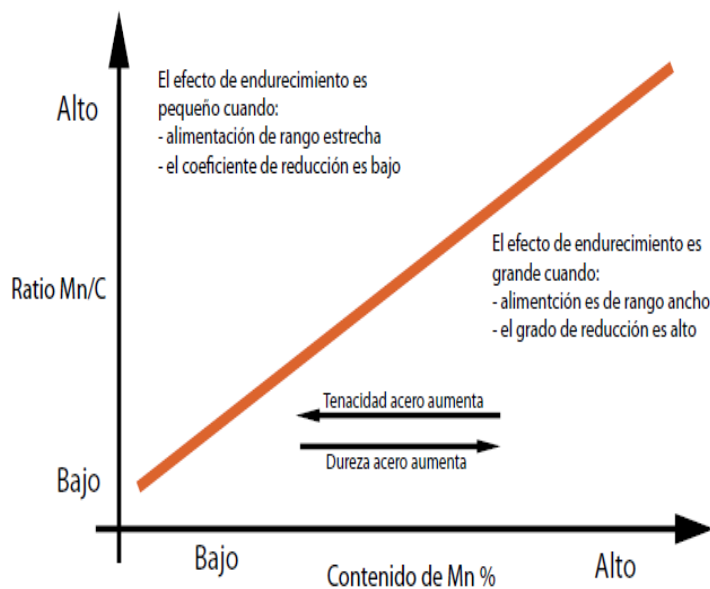


Figura 1.4. Áreas de utilización de diferentes grados de manganeso.

Por el contrario, la resistencia al desgaste aumenta cuando lo hace el porcentaje de carbono, por lo que las cantidades de este elemento que se emplean, frecuentemente, no son las óptimas en cuanto a características mecánicas, sacrificando, en parte, la resistencia a tracción y la ductilidad a favor de la respuesta frente al desgaste (Higuera *et al.*, 2007).

Contenidos superiores a 1,4 % de carbono se utilizan con poca frecuencia, es complicado obtener, con esa composición, una estructura austenítica libre de carburos precipitados en el borde de grano lo que, influye en el descenso de resistencia y ductilidad (Allain, 2004).

Un elemento presente en la composición química de los aceros austeníticos al manganeso es el silicio. Puede emplearse con porcentajes entre 1 y 2 % para incrementar el límite elástico, sin embargo, no es frecuente y no suele encontrarse silicio en proporciones superiores al 1 %. Si se supera un 2,2 % de silicio, la resistencia mecánica disminuye bruscamente. Por otra parte, cuando el contenido en silicio es menor de 0,1 %, se empeora el proceso de moldeo (Higuera *et al.*, 2007).

Los elementos de aleación más frecuentes en los aceros austeníticos al manganeso son cromo, molibdeno y níquel. La adición del níquel, en porcentajes en torno a (2 - 4 %) tiene un efecto estabilizador sobre la austenita, puesto que permanece en solución sólida. También, se consigue evitar la formación de láminas de carburos para un rango de temperaturas de 300 a 500 °C y se incrementa la ductilidad, mientras que el límite elástico disminuye, ligeramente. En cuanto a la resistencia al desgaste también disminuye cuando se adiciona níquel (Heredia, 2012).

El cromo y el molibdeno se añaden para incrementar el límite elástico de los aceros austeníticos. Las adiciones de cromo resultan más baratas, son más frecuentes los aceros austeníticos aleados con cromo que con molibdeno. La formación de carburos de cromo, que no llegan a desaparecer mediante el tratamiento normal de solubilización (calentamiento a 1 050 °C), aumentan la resistencia al desgaste notablemente, por lo que este tipo de material se emplean con frecuencia en los procesos de molienda de minerales.

En cuanto al molibdeno, se añade en proporciones en el rango de 0,5 a 2 %, con el objetivo de mejorar la tenacidad, disminuir la formación de grietas y aumentar el límite elástico. En este tipo de aceros, durante el revenido, precipitan carburos pequeños y redondeados (en lugar de agujas) que no afectan a la tenacidad del material. Cuando el contenido en manganeso se reduce del 6 al 8 %, es preciso añadir un 1 % de molibdeno, con el fin de que las propiedades del acero se mantengan en valores aceptables (Heredia, 2012).

En estos aceros, la austenita es menos estable, la tenacidad disminuye con respecto al acero austenítico al 12 % de manganeso, pero la capacidad de endurecimiento mediante el trabajo en frío se incrementa. Otros elementos de aleación son el vanadio, que incrementa la

formación de carburos y, por tanto, aumenta el límite elástico y disminuye la ductilidad, y el cobre, que se emplea en porcentajes del 1 al 5 % para estabilizar la austenita (García *et al.*, 2010).

Según Aristizábal *et al.* (2009) referenciado en Rodríguez-Suarez (2017) el manganeso ejerce una acción opuesta a la del silicio, pues favorece la formación de carbono equivalente que se combina fácilmente con el hierro y el azufre. Este elemento disminuye la temperatura de transformación eutectoide de la austenita, aumenta el intervalo de la austenita y disminuye la concentración de carbono en la transformación eutectoide y en la transformación eutéctica; un 1 % de manganeso disminuye la concentración de carbono en 0,06 a 0,07 %, pero aumenta la temperatura de transformación eutéctica en 3 °C aproximadamente.

1.4.2. Características de endurecimiento del acero Hadfield

Cien años después de desarrollado el acero Hadfield, Dastur y Leslie (1981) plantean que, a pesar de que es casi centenario, el mecanismo de endurecimiento rápido de este acero no está claro. El propósito de este estudio es determinar el mecanismo de endurecimiento rápido por deformación en el acero Hadfield, con el fin de resolver uno de los grandes misterios de la metalurgia física.

Doepken (1952) y White *et al.* (1962), inicialmente pensaban que el rápido endurecimiento del acero Hadfield surgía de una transformación inducida por la deformación de la fase γ a martensita α o ϵ , se había demostrado que la composición de la austenita de composición Hadfield era estable durante la deformación plástica aún por debajo de 196 °C (Dastur y Leslie, 1981).

La transformación inducida por la deformación sólo ocurría por la descarburación o la segregación local que llevaba a composiciones de austenita inestable. White *et al.* (1962) y Raghavan *et al.* (1969) atribuían el rápido endurecimiento a un maclado mecánico fino. Sin embargo, sus estudios no incluían medidas de las tasas de endurecimiento por deformación ni descripciones de las microestructuras obtenidas con una variedad de tasas de deformación y temperaturas.

Lambakakhar y Paska (1973) no observaron correlación entre la frecuencia de las maclas y la dureza. En vez de ello, concluyeron que la dureza del acero Hadfield era más bien función de la estructura general de dislocaciones y no de una estructura específica.

Drobnjak y Parr (1970) sugirieron que las interacciones entre las fallas de apilamiento y las dislocaciones eran las responsables del aumento en la tasa de endurecimiento por deformación. Sin embargo, de acuerdo con Roberts (1964) las fallas de apilamiento sólo estaban presentes en las muestras martilladas y no en los especímenes sometidos a cargas de tracción o explosivas que se deformaban por maclado.

La energía de falla de apilamiento de un acero con 1,1 % C y 12 % Mn se determinó por entonces que era de 50 MJ/m^2 a temperatura ambiente y contenido decreciente de carbono (Volochevich *et al.*, 1975). Este valor es más elevado que en metales FCC como Ag (16 mJ/m^2)¹⁰ Au (32 mJ/m^2)¹¹ y los aceros inoxidables austeníticos ($\sim 20 \text{ mJ/m}^2$)¹² cuyas tasas de endurecimiento son menores que las del acero Hadfield.

Varios autores en los que se encuentran Roberts (1964); White y Honeycombe (1962) y Saito (1965) habían propuesto que el endurecimiento rápido se debía a la interacción de las dislocaciones con los átomos de carbono de la solución sólida de austenita. Comparando con lo que pasaba en aleaciones como la Fe – 32 Ni y la Fe – 23Ni-0,6C. Leslie (1973) concluyó que la causa más probable del rápido endurecimiento del acero Hadfield era la interacción entre las dislocaciones y los pares Mn – C en solución en la austenita. Los estudios de Collette *et al.* (1957) y Sastri (1973) con microscopio electrónico de transmisión y espectroscopia Mössbauer indicaron apiñamientos de átomos de carbono en la austenita durante la deformación en frío, los que aumentan con el envejecimiento.

De acuerdo con Dastur y Leslie (1981) concluyeron que el endurecimiento elevado del acero Hadfield se debía al rápido anclaje de las dislocaciones durante la deformación plástica en el intervalo de temperatura de uso normal. Este anclaje es un proceso controlado por la difusión del carbono en el acero. El único proceso que parecería satisfacer estos requerimientos era la difusión de corto alcance del carbono a los núcleos de las dislocaciones.

En su revisión de la difusión al núcleo de las dislocaciones en metales FCC, Baluffi (1970) concluyó que la energía de activación para la difusión dentro del núcleo era de 0,4 a 0,7 de la energía de activación para la difusión volumétrica. La energía de activación para el inicio del flujo oscilante es alrededor de 0,6 a 0,7 de la energía de activación para la difusión volumétrica del carbono en el acero Hadfield. Las estimaciones de las movilidades relativas de los solutos sustitucionales en los núcleos de las dislocaciones y en la red no perturbada

del hierro BCC habían mostrado que el flujo oscilante aparecía a temperaturas donde el soluto era móvil en el núcleo, pero inmóvil en la red (Cuddy y Leslie, 1972). Cálculos similares indican que unos pocos saltos de átomos de carbono pueden ocurrir en el núcleo de una dislocación, en el tiempo entre oscilaciones, aún a -10°C .

Ha sido expuesto por Baird (1973) que el envejecimiento dinámico por deformación (EDD) reduce la ductilidad. Baird (1971) propuso que la temprana aparición de la estricción durante el alargamiento en el intervalo de EDD era causado por el agotamiento local de solutos intersticiales de modo que el suministro se hace insuficiente para anclar las dislocaciones móviles, proporcionando sitio para el flujo plástico localizado y la inestabilidad plástica (Cuddy y Leslie, 1972). Debido a las elevadas concentraciones de carbono y manganeso en el acero Hadfield, este agotamiento no puede ocurrir y el resultado es la tasa de endurecimiento por deformación, alargamiento elevado y uniforme y una aleación tenaz.

En la teoría del maclaje tenía amplios antecedentes Adler, Olson y Owen (1986) señalaron que el flujo plástico del acero Hadfield en tracción y compresión uniaxiales muestra, en la forma de la curva $\sigma - \epsilon$, efectos que indican fenómenos de transformación inducida por la plasticidad. Las tendencias en la forma de la curva al variar la temperatura se correlacionan con la extensa deformación por maclado observada, consistente con el efecto de ablandamiento del maclado como un mecanismo de deformación y un efecto de endurecimiento de la estructura maclada. Los efectos combinados le dan una curvatura hacia arriba a la curva $\sigma - \epsilon$. Un mayor endurecimiento por deformación en compresión que en tracción es consistente con la textura que se desarrolló. La textura juega un papel importante en el endurecimiento por deformación en compresión, pero es menos importante en tracción.

Hutchinson y Ridley (2006) concluyeron que la tasa de acumulación de dislocaciones en el acero Hadfield es mucho más elevada que en los metales fcc puros, probablemente como un resultado de las interacciones entre éstas y los dipolos manganeso-carbono, pero los análisis de las curvas $\sigma - \epsilon$ de tracción mostraron que la tasa de endurecimiento por deformación empieza a incrementarse a una deformación unitaria de 0,15 y que esto se debe al inicio del maclado mecánico. En la región de deformación unitaria más elevada el endurecimiento por trabajado, debido al maclado creciente, es el doble que el debido a la acumulación de dislocaciones.

De modo que en la actualidad se considera que la inusual tasa de endurecimiento por deformación del acero Hadfield se debe al maclado pronunciado facilitado por su energía de falla de apilamiento y en menor medida, al fenómeno de envejecimiento por deformación (Efsthathiou y Sehitoglu, 2010; Qian y Zhang, 2011).

1.5. Estructura austenítica del acero Hadfield en el sistema ternario Fe-Mn-C

Las transformaciones que experimentan las aleaciones en el estado sólido, aparecen descritas en los diagramas de estado y en diagramas estructurales. En la figura 1.5 se muestra un corte del diagrama ternario correspondiente al diagrama Fe-C-Mn, para contenidos de carbono hasta 1,6 % en los intervalos de temperatura comprendidos entre 400 y 1 000 °C. En el mismo se pueden diferenciar una zona trifásica, compuesta por las fases $\alpha + \gamma + M_3C$; tres zonas bifásicas, que estarán conformada de la manera siguiente $\alpha + \gamma$, $\alpha + M_3C$ y $\gamma + M_3C$ (Dumay, 2008).

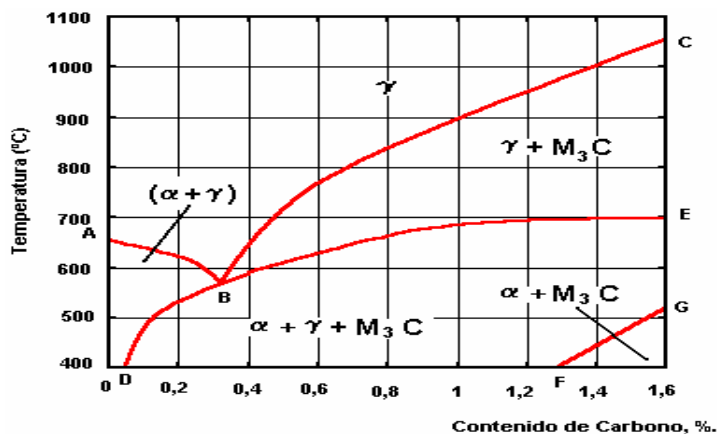


Figura 1.5. Corte transversal en el diagrama Fe – C – Mn para 13 % de manganeso. Fuente: ASM Metals Handbook (1992).

La fase α representa una solución sólida de manganeso y carbono en hierro α , mientras que la fase M_3C se corresponde con el carburo de manganeso y hierro. La letra M representa los elementos metálicos presentes en el compuesto, de modo que se puede plantear que estos carburos son del tipo $(Fe, Mn)_3C$. La fase γ es una solución sólida de manganeso y carbono en hierro γ .

Cuando la temperatura es inferior a 950 °C, precipita la fase secundaria M_3C , la que coexiste con la austenita hasta aproximadamente 400 °C. A partir de 680 °C, aparece la solución sólida α . Este hierro α adopta la forma de martensita. A temperatura ambiente, se obtiene, por tanto, una estructura totalmente heterogénea formada por carburos, que se sitúan en el límite de los granos de la austenita y la solución sólida α (martensita). En este

estado estructural, es prácticamente imposible que el acero bajo la acción de las cargas se deforme plásticamente, debido a que las fases secundarias (carburos) funcionan como barreras, impidiendo el movimiento de las dislocaciones. La presencia perjudicial de estas estructuras, se puede corregir mediante el tratamiento térmico de austenizado (Subramanyan *et al.*, 1990).

En las zonas de la estructura cristalina donde el contenido de manganeso disminuye por debajo de 11 %, se formaría en vez de austenita, la estructura de martensita frágil y dura. Esta estructura mixta de austenita con carburos y martensita, impediría al depósito de acero austenítico al manganeso resistir el desgaste combinado de altos impactos y abrasión. Algunos autores como Lalonde (1998) Permana (2001), relacionan la aparición de ferrita delta y la martensita, con procesos de segregación que ocurren a velocidades tecnológicas de fundición (Dumay, 2008).

En la figura 1.6 se muestra la variación debido al efecto del Mn sobre el punto eutectoide en el diagrama Fe-C. El Mn es un elemento que expanden la zona austenita hasta temperatura ambiente.

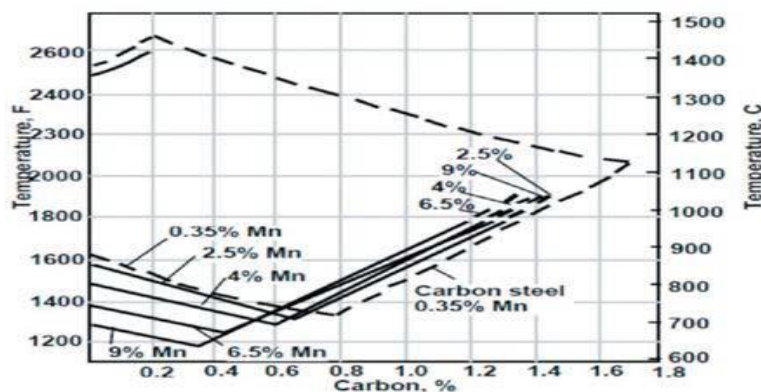


Figura 1.5. Efecto del porcentaje de manganeso sobre el punto eutectoide en el sistema Fe-Mn. Fuente: Llewellyn y Hudd (1998).

Se observa que a bajos contenidos de Mn (2,5 %) la temperatura eutectoide se mantiene a 727 °C, pero el punto eutectoide cambia, pasando de 0,77 a 0,65 % C; se produce una zona metaestable ($\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$), producto de la baja velocidad de difusión del carbono de la austenita hacia la cementita, inhibiendo parcialmente el cambio alotrópico a ferrita.

Con un aumento mayor en el contenido de manganeso (9 %Mn), la temperatura eutectoide presenta una disminución leve, de 727 a 650 °C, produciendo una disminución el contenido de carbono de 0,77 a 0,35 %, aproximadamente. Se puede observar que la reacción

eutectoide ha sido prácticamente inhibida, con la cual se produce una zona metaestable ($\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) a temperatura ambiente. Desplazando la zona perlítica a altas concentraciones de carbono (Idrissi, 2010).

Además, se crea una zona metaestable entre (698 – 500 °C y 0,08 – 1,6 % C), que presenta una combinación de ferrita, austenita y cementita ($\alpha + \gamma + \theta$), la cual, a medida que incrementa el contenido de manganeso, aumenta y desplaza hacia la derecha la zona perlítica ($\alpha + \theta$), indeseable en el acero en cuestión, logrando así que sea más sencillo garantizar la fase austenítica en el material por medio de tratamiento térmico.

Imai (1962) estudió la formación de fase ε en aceros Hadfield tratados térmicamente y las transformaciones de fase en aceros Hadfield sometidos a tratamiento térmico en condiciones isotérmicas a 500 °C. Imai (1970) estudió el comportamiento de la precipitación de compuestos de segunda fase en aceros del tipo manganeso cromo con contenidos de vanadio.

Los aceros austeníticos al manganeso tienen microestructuras que son extremadamente sensibles al tamaño de la sección. Estos aceros son metaestables con solución sólida de carbono, manganeso y silicio en hierro gamma (γ). Por lo tanto, el desarrollo de una microestructura simple de austenita depende de la rapidez y efectividad del temple en agua durante el tratamiento térmico. La microestructura es caracterizada por una matriz austenítica con carburos precipitados y pequeñas colonias de perlita resultado del rechazo del carbono por parte de la austenita durante el enfriamiento.

A pesar de los estudios referentes a esta clase de material a nivel mundial y el rango de aplicación que podría tener, en Cuba no ha sido estudiado el comportamiento de la microestructura luego de un tratamiento térmico de austenizado en el acero Hadfield de producción nacional.

1.6. Conclusiones del capítulo

- ✚ En los procesos de extracción y de beneficio de minerales, la reducción de tamaño por trituración y molienda es una operación importante en la industria minera, donde el empleo de los molinos de martillos es la reducción de las partículas grandes a partículas más pequeñas mediante golpes.
- ✚ Según la literatura, dentro de las características más notables de los aceros austeníticos al manganeso tipo Hadfield, es que se caracterizan por su alta resistencia a la tracción, compresión, elevada tenacidad, elevada resistencia al desgaste, al impacto y alta capacidad de endurecimiento por deformación en frío.
- ✚ La estructura del acero al manganeso Hadfield es del tipo austenítico, pero al estar expuesto a golpes repetitivo, se desarrolla la fase martensítica (ϵ), la cual introduce características de endurecimiento en frío.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Cuando una superficie sólida está expuesta a múltiples impactos de partículas duras, experimenta una forma de desgaste llamada erosión, la cual genera pérdida del material en la superficie como consecuencia de la interacción mecánica con las partículas. El impacto de las partículas duras provoca deformación, fractura y remoción de material en la superficie dañada. Una vía de minimizar estos defectos en los materiales es, mejorando sus propiedades a través del tratamiento térmico. El acero Hadfield presenta buenas características de resistencia a los fenómenos expuestos anteriormente, no es menos cierto que, como cualquier otro material, no pueden hacer frente a cualquier tipo de agresión.

El objetivo del capítulo es establecer el procedimiento metodológico relacionado con el tratamiento térmico del acero al manganeso del tipo Hadfield, así como las condiciones experimentales en la que se realizarán los experimentos.

2.2. Proceso de colada de la aleación

La fusión de la aleación se realizó en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, con capacidad de 1 t. La selección de los materiales de carga se realizó de acuerdo a la composición química de la aleación objeto de estudio. Se comprobó los mismos estuviesen limpios de grasa y suciedad y de tamaño tal que no dañen el revestimiento del horno, por lo que se hizo necesario pesarlos, se realizó en una balanza digital de pesaje industrial.

Como las altas temperaturas de colado agravan la contracción de solidificación y los puntos calientes generados pueden producir micro rechupes y estructura dendrítica grosera, arrastre de arena, sinterización de la arena. Por lo tanto, se controló la temperatura de colado de la pieza. La temperatura de fusión de la aleación es de 1 450 °C.

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

La temperatura eutéctica para el acero al manganeso es de aproximadamente de 1 200 °C, comenzando la solidificación (fuera de equilibrio) entre 1 280 a 1 200 °C (estos valores dependen de la composición).

2.2.1. Proceso de moldeo de las muestras

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. Para la fusión de estas probetas se empleó palanquilla como material base de aporte. La tabla 2.1 muestra los materiales de la carga empleada.

Tabla 2.1. Materiales de la carga para la fundición

Materias primas	C	P	Si	Mn	Al	Ti	Ni
Sorel	4,25	0,025	0,100				
Palanquilla	0,008	0,005		0,045	0,005	0,001	0,025
FeMn bajo en P	7,0	0,075		78,5		0,020	
FeMn alto en P	1,0	0,16		80,0		0,080	
Fe-Si			75,0				
Fe-Ti	0,14	0,008	0,19		4,2	72,53	
Ni							99,93

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

Las probetas se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en un molde de arena previamente confeccionado a partir de una plantilla que se solidifica y da lugar a las mismas, se utilizó plantillas sueltas sin sistema de alimentación, que son las recomendadas para fabricar una sola pieza o una serie de pequeñas cantidades; se obtienen las probetas y a partir de ellas se elaboran las muestras para realizar los análisis propuestos. La mezcla autofraguante que se empleó es de fraguado en frío a base de resina furánica. En la tabla 2.2 se muestra la composición química de la mezcla.

Tabla 2.2. Composición química de la mezcla autofraguante a base de resina furánica.

Componentes	Cantidad (%)
Arena nueva	12
Arena de retorno (reciclada)	88
Resina furánica	2,3 sobre el peso específico de la arena.
Catalizador	30 sobre el peso específico de la resina.

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

Se realizó un desmoldeo rápido con el objetivo de eliminar las tensiones que surgen durante esta operación, es necesario tratar de obtener la mínima cantidad de tensiones en la pieza. Estas tensiones son pocas a altas temperaturas cuando las piezas se encuentran en la zona de deformación plástica. Al disminuir la temperatura y la aleación pasa al estado elástico, estas tensiones se agrupan y crecen hasta el momento de desmoldearlas.

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

2.2.2. Martillos obtenidos por el proceso de fundición

Las muestras obtenidas por fundición, como se muestra en la figura 2.1 se corresponden con martillos para ser utilizados en las máquinas trituradoras de mineral.



Figura 2.1. Muestras obtenidas por fundición

Se obtuvo tres muestras fundidas, las mismas tienen forma alargada, con una longitud de 160 mm, un área de golpeo de 40 x 25 x 35 mm y de 15 mm en la otra parte, el ancho en toda la longitud de 35 mm y un agujero por donde se realiza la sujeción del eje de 20 mm de diámetro, obtenido por el proceso de fundición.

Para el diseño de los elementos mecánicos que forman parte del molino se consideró las fuerzas a las que se encuentran sometidos. De acuerdo al principio de funcionamiento del molino de martillos, donde la principal fuerza presente en el sistema, es la fuerza

centrífuga, la cual está en función de la velocidad angular y el radio de giro del molino, el sistema de transmisión de potencia y la dureza del mineral laterítico.

La falla más relevante del sistema, es la presente en los martillos, el desgaste sufrido es muy severo, debido al permanente contacto (metal – abrasivo), hace que los martillos se acorten por el desgaste y de esta manera disminuyen su tamaño lo que ocasiona que el área de contacto entre el material a fraccionar (laterita) y la herramienta de trabajo (martillo) se amplíe, ocasionando una sobrecarga en la cámara, que genera atascamiento de la máquina.

2.3. Composición química del acero fundido

El análisis químico se realizó empleando un Espectrómetro de Masa ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el Laboratorio del Taller de Fundición de la Empresa Mecánica del Níquel, “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. En la tabla 2.3 se muestra la composición química resultante.

Tabla 2.3. Composición química del acero fundido, % en masa

Grado	C	Mn	Si	P	S	Fe
B2	1,018	11,85	0,32	0,001	0,033	Resto

Según la composición se trata de un acero Hadfield grado B2 según las normas A 128/A 128M-93 (1998). Independientemente del grado de este tipo de acero, la combinación del porcentaje de manganeso y el carbono, hace que la temperatura de inicio de transformación martensítica descienda hasta temperaturas inferiores a 0 °C, provocado por los efectos de estos elementos en la temperatura martensita

El porcentaje de manganeso modifica el diagrama hierro – carbono. El Mn y el C son elementos que expanden la zona austenita (γ) hasta temperatura ambiente. Con un contenido de manganeso hasta el 13 %, la temperatura eutectoide pasa de 723 a 588 °C y el contenido de carbono de 0,77 a 0,3 % aproximadamente. El acero es metaestable con solución sólida de C, Si y Mn en hierro gamma (γ), por lo cual, la completa homogenización de la microestructura y la disolución completa de complejos carburos, con diversa morfología, depende de la velocidad y efectividad del temple en agua con agitación.

2.4. Fundamento para la selección del material de los martillos

El elemento está sometido fundamentalmente a esfuerzos de impacto o percusión. Debido a que la resistencia al impacto es el primer requisito y el desgaste el secundario. Se utiliza

acero austenítico al manganeso Hadfield, dentro del cual se encuentra el B2 según las normas A 128/A 128M-93 (1998). La propuesta de solución al problema planteado consiste en garantizar la continuidad de este acero en el proceso de trituración del mineral laterítico para ser empleado en el proceso de beneficio.

Como los martillos están expuestos a la destrucción por impacto y se produce por la transferencia de energía cinética de un cuerpo simple sobre una superficie de extensión apreciable. Produce deformación superficial del material que altera su forma y dimensión lo que puede devenir en la fractura por fatiga debido a impactos repetidos. Este fenómeno surge como resultado de contactos entre las rocas y los minerales, que, acompañados de determinada velocidad, originan choques intermitentes contra los martillos.

Durante el circuito de tratamiento y procesamiento del mineral y con tamaños cada vez más reducidos, el comportamiento del mineral va variando y las propiedades que se requieren para los elementos se basan en una alta resistencia al impacto y al desgaste por abrasión.

El deterioro por desgaste con el tiempo origina mal funcionamiento del molino, lo que se refleja en una disminución del rendimiento del proceso productivo. Actualmente, la empresa está orientada a mantener o superar sus ratios de producción, lo que implica que se debe minimizar las paradas de mantenimiento. Las condiciones extremas de operación no solo están referidas al impacto o abrasión, sino que hay también otras variables importantes como la temperatura, la corrosión, la humedad.

2.5. Preparación metalográfica de las muestras

Se utilizó las técnicas metalográficas para identificar las fases presentes en las microestructuras de los materiales. Estas fases que constituyen el agregado metálico son, generalmente, de tamaño microscópico y para su observación y estudio, es preciso preparar debidamente la probeta.

Las superficies preparadas para observar las fases microscópicas fueron plana y debidamente pulida, teniendo en cuenta que la pequeña profundidad de foco de los sistemas ópticos de observación a grandes aumentos no permitiría enfocar la imagen simultáneamente en planos situados a distintos niveles y debidamente pulida para que sólo aparecieran en ellas detalles propios de su estructura y no de circunstancias ajenas a ella

que pudieran enmascararla. Para conseguir ambos objetivos, se realizó unas series de pasos consecutivos los cuales fueron: corte, desbaste, pulido y ataque.

Se realizó la operación de corte, teniendo en cuenta que las muestras utilizadas eran excesivamente grandes, las cuales fue necesario reducirlas a un tamaño con dimensiones de 15 x 15 x 32 (Norma ASTM E 92). Para ello se utilizó una fresadora vertical, en la que, tras sujetar la muestra con las mordazas, se procedió a seccionar las mismas, se empleó abundante refrigerante para evitar el calentamiento excesivo de la pieza y no provocara transformaciones de fase por efecto de la acritud. El acero Hadfield requiere de estas condiciones de maquinado, las mismas se consideran como materiales de baja maquinabilidad (Outeiro *et al.*, 2006). Los regímenes de corte seleccionados fueron $n = 150$ r/min y $S = 25$ mm/rev.

2.5.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050

Las muestras se encapsularon para poder realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el fácil manejo de las mismas. Cuando se va a realizar análisis microestructural en bordes de muestras deformadas, es importante conservar un ángulo de 90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible, de no realizarse esta operación, ya que, durante las operaciones de desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado, como se muestra en la figura 2.2 se realizó con resina epoxi ROYAPOX – 5050.



Figura 2.2. Encapsulado de las muestras con resina ROYAPOX.

La resina ROYAPOX 5050 es del tipo epoxi, que se suministra en forma de dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente, forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta buenas cualidades de resistencia a la humedad y buenas propiedades mecánicas y dieléctricas. La resina ROYAPOX 5050 conserva sus propiedades a temperaturas comprendidas entre -30 y 125 °C.

2.5.2. Desbaste y pulido de las muestras

La superficie a pulir, primero se desbastó, deslizándola sucesivamente por papeles con abrasivos de granos cada vez más fino. Se comenzó con lijas de grano 320, pasando sucesivamente por las de 400, 600 y 800. Los papeles de lija se apoyaron sobre una superficie plana (se utilizó una desbastadora de bandas) y las probetas se apoyaron sobre ellos por la cara a desbastar, frotándola en una dirección hasta que se observó en su superficie sólo marcas de desbaste correspondientes al papel que se había utilizado.

La dirección de desbaste se giró 90° al pasar de un papel al siguiente, habiendo previamente lavado la probeta con un chorro de agua con el que se eliminó las posibles virutas y los restos de granos de la última lija utilizada. Después del lijado y del lavado de las probetas, se procedió al pulido. La superficie de la muestra, desbastada hasta el grano más fino y limpia, se pasó por paños impregnados en abrasivo. El tipo de abrasivo y el paño se seleccionó en dependencia del material, el utilizado como abrasivo fue la pasta GOI para el pulido grueso y en el caso del segundo pulido, como paño, se utilizó el fieltro.

Los paños, siempre se mantuvieron húmedos y con suficiente abrasivo, se sujetaron a unos discos giratorios, para realizar el pulido se empleó una pulidora marca MONTASUPAL.

Antes del ataque químico se procedió al desengrasado y limpieza de las muestras. Para atacar las mismas, con alto contenido de manganeso se seleccionó el reactivo nital al 3 %. Preparado el reactivo, se vertió una porción en una cápsula en la que se introdujo la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detuvo el ataque con agua y se observó la superficie. La operación se repitió hasta que la superficie a examinar estuvo atacada. El tiempo de ataque fue de 30 segundos. Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua, se secó con alcohol absoluto y luego al aire.

2.5.3. Comportamiento microestructural de la muestra

Para establecer las variaciones microestructurales en el acero Hadfield se consideró la microestructura de una muestra patrón, como se muestra en la figura 2.3 y compararla con las muestras obtenidas luego del proceso de fundición.

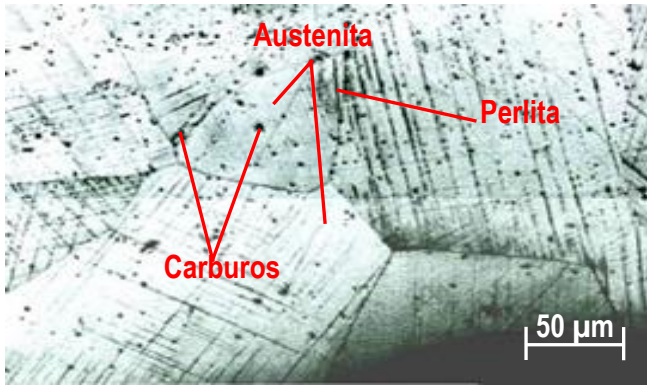


Figura 2.3. Estructura metalográfica del acero Hadfield. Fuente: ASTM A 128 (1998).

La microestructura se corresponde con la del acero Hadfield, está compuesta por una estructura de austenita y con presencia de carburos, presumiblemente del tipo $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})_3\text{C}$ y $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$, así como pequeñas colonias de perlita, resultado del rechazo del carbono por parte de la austenita durante el enfriamiento. El contorno de los granos en la estructura es rectilíneo. La austenita es estable por encima de la temperatura crítica A_{c1} . Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 a 885 MPa. La austenita aparece como granos poligonales frecuentemente cuando sufre deformación plástica.

2.5.4. Microscopio óptico empleado

Para la observación de las microestructuras se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa (figura 2.4), 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 montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.



Figura 2.4. Microscopio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón del acero Hadfield, la magnificación empleada fue de 50 μm , esta selección se consideró para la identificación de las fases y la revelación de la estructura del grano a pesar de que los aceros austeníticos son de difícil grabado en comparación con otros materiales. Las muestras se examinaron empleando normalmente iluminación normal (campo claro).

2.5.5. Ensayos de dureza aplicado a las muestras

En la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10 – 56: 86. Se utilizó un microdurómetro modelo PMT – 3 No 168 (figura 2.5) que tiene acoplado un objetivo acromático, con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°.



Figura 2.5. Microscopio utilizado para el ensayo de microdureza.

La microdureza (VHN) se determinó teniendo en cuentas las ecuaciones siguientes:

$$HVN = 1,854 \cdot \frac{P}{d^{-2}} \quad (2.1)$$

$$\text{Diámetro medio; } \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2) + (d_3 + d_4)}{2} \quad (2.2)$$

$$\text{Microdureza promedio; } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \quad (2.3)$$

Donde:

1,854 - constante,

P - peso; N

El número de dureza VHN se determinó por el tamaño de las huellas, como se muestra en la figura 2.6. La carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° según la ASTM E 92– 82.

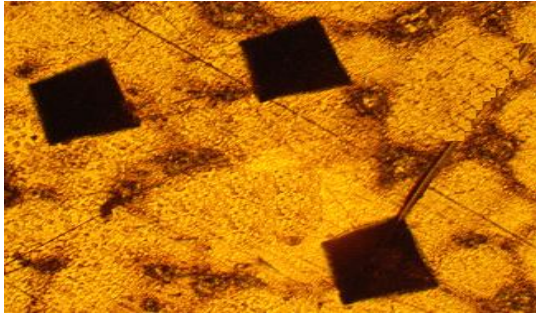


Figura 2.6. Barrido de dureza en la superficie del acero.

Las superficies de las probetas se prepararon en la misma condición que para el análisis microestructural, desbaste y pulido, se efectuaron tres mediciones en la superficie del acero en diferentes lugares, las que se promediaron. En la tabla 2.4 se muestra los parámetros considerados para la determinación de la dureza.

Tabla 2.4. Zonas consideradas para las mediciones.

Muestras	Borde	Centro	centro y borde	Microestructura
1	HV1 _B	HV1 _C	HV1 _{CB}	-
2	HV2 _B	HV2 _C	HV2 _{CB}	-
3	HV3 _B	HV3 _C	HV3 _{CB}	-

En la figura 2.7 se muestra el procedimiento descrito en la tabla 2.4.

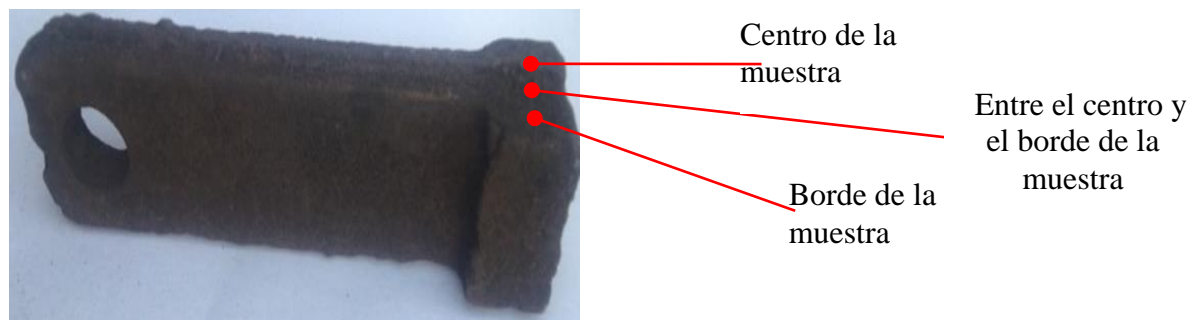


Figura 2.7. Zonas para la medición de dureza y microestructural.

Según se observa en la figura, se realizó un barrido en toda la superficie con el objetivo de analizar la dureza y las microestructuras presentes. Para establecer criterios de comparación, se considera la dureza inicial establecida por la Norma ASTM A 128 (1998) para acero Hadfield fundido. Se tiene en cuenta las tres muestras obtenidas en bruto de colada, con lo cual se determina los posibles cambios que pudieran haber existidos en la obtención de cada uno.

2.5.6. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para el análisis de las imágenes de las muestras metalográficas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB, como se muestra en la figura 2.8. Está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.

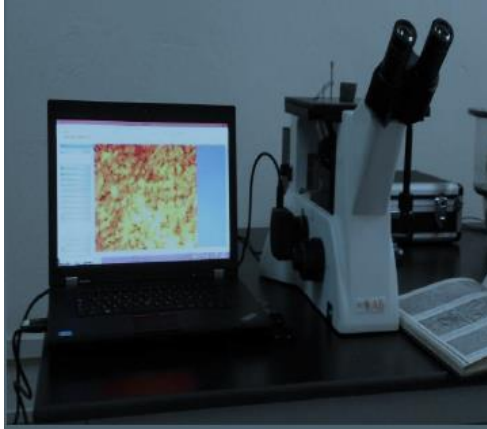


Figura 2.8. Microscopio óptico reflexivo.

Realiza la reflexión de la luz de la probeta pulida, con una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO, donde se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la cámara, se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, en la misma se elabora un reporte técnico con estas características. Se determinó el porcentaje de los microconstituyentes presentes en las muestras sometidas a proceso de fundición.

2.5.7. Obtención del porcentaje de microconstituyentes

El porcentaje de microconstituyentes se determinó en el microscopio reflexivo. Funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, adicionalmente los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad. En la tabla 2.8 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.8. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes.

Datos de las fases		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1
2	Área 2	Área 2
3	Área 3	Área 3

El análisis de imagen fue necesario para estimar los porcentajes de los microconstituyentes presentes en las diferentes zonas analizadas, las cuales a su vez se puede estimar la dureza en las mismas.

2.6. Procesamiento estadístico de los datos

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, tanto los simulados como los experimentales, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2016 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus 5.1, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. La tabla 2.9 muestra la matriz de planificación de experimentos para evaluar el comportamiento de la dureza con respecto al tratamiento térmico aplicado a las muestras.

Tabla 2.9. Planificación de experimentos para tratamiento térmico vs dureza

No	Dista (mm)	Dureza longitudinal				Dureza transversal			
		HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
1	5	HV1 ₅	HV2 ₅	HV3 ₅	HVP ₅	HV1 ₅	HV2 ₅	HV3 ₅	HVP ₅
2	15	HV1 ₁₅	HV2 ₁₅	HV3 ₁₅	HVP ₁₅	HV1 ₁₅	HV2 ₁₅	HV3 ₁₅	HVP ₁₅
3	25	HV1 ₂₅	HV2 ₂₅	HV3 ₂₅	HVP ₂₅	HV1 ₂₅	HV2 ₂₅	HV3 ₂₅	HVP ₂₅
4	35	HV1 ₃₅	HV2 ₃₅	HV3 ₃₅	HVP ₃₅	HV1 ₃₂	HV2 ₃₂	HV3 ₃₂	HVP ₃₂
5	50	HV1 ₅₀	HV2 ₅₀	HV3 ₅₀	HVP ₅₀	HV1 ₅	HV2 ₅	HV3 ₅	HVP ₅
6	65	HV1 ₆₅	HV2 ₆₅	HV3 ₆₅	HVP ₆₅	HV1 ₁₀	HV2 ₁₀	HV3 ₁₀	HVP ₁₀
7	85	HV1 ₈₅	HV2 ₈₅	HV3 ₈₅	HVP ₈₅	HV1 ₁₈	HV2 ₁₈	HV3 ₁₈	HVP ₁₈
8	95	HV1 ₉₅	HV2 ₉₅	HV3 ₉₅	HVP ₉₅	HV1 ₂₅	HV2 ₂₅	HV3 ₂₅	HVP ₂₅
9	110	HV1 ₁₁₀	HV2 ₁₁₀	HV3 ₁₁₀	HVP ₁₁₀	HV1 ₃₂	HV2 ₃₂	HV3 ₃₂	HVP ₃₂

En la figura 2.9 se muestra el barrido de dureza longitudinal y transversal realizado a las muestras para determinar el comportamiento de las durezas.

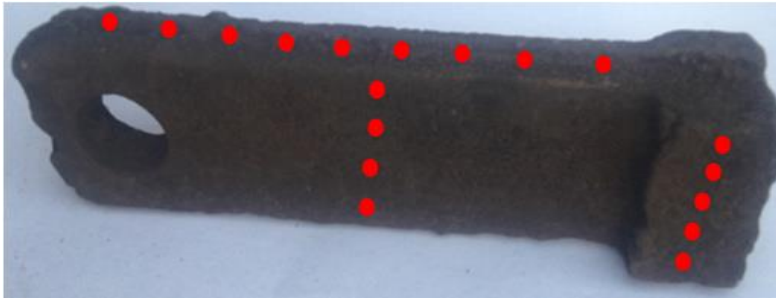


Figura 2.9. Barrido de dureza longitudinal

Variable distancia: se seleccionó esta variable, teniendo en cuenta que, luego del proceso de fundición el material no es homogéneo en toda su masa, así como pudieran existir zonas duras luego del tratamiento térmico, por efecto de la aparición de carburos. Permitirá determinar las propiedades mecánicas en diferentes partes (dureza), así como el comportamiento microestructural.

Variable dureza: la dureza es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial. Esta variable define el comportamiento del proceso, se medirá en las superficies de la cuña.

2.6.1. 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, ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Box y Hunter, 1989). La regresión del diseño de experimentos se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_1X_2} \quad (2.4)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en HV; X_1 es la temperatura del tratamiento térmico aplicado a las muestras y X_2 son las muestras en bruto de colada.

2.6.2. Cálculo de la varianza

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

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.5)$$

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 ($N - 1$).

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.6)$$

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

Por la ecuación 2.7 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:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.7)$$

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, permiten una alta precisión con muy pocas posibilidades de que se introdujeran errores sistemáticos, lo cual implicaba el número mínimo de réplicas que garantizara la confiabilidad de los resultados.

2.7. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ Se caracterizaron los materiales a emplear para el proceso de fundición del acero al manganeso tipo Hadfield, donde se realizó el control de la carga metálica, garantizando que estos materiales estuviesen limpios de grasa y suciedad para evitar los defectos de la fundición.
- ✚ El acero al manganeso del tipo Hadfield obtenido y empleado en los molinos de martillos para la trituración de las lateritas, están expuestos al impacto y el desgaste, fenómenos que provocan la degradación de los mismos durante el tiempo de trabajo.
- ✚ Se estableció el procedimiento a considerar para determinar la dureza, tanto longitudinal, como transversal del martillo fabricado del acero Hadfield, teniendo en cuenta las dimensiones que presenta el mismo luego del proceso de fundición.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Una de las etapas más relevantes dentro de la industria minera es la conminución, que corresponde al proceso en el que grandes rocas se fracturan y muelen para formar fragmentos más pequeños ante la exposición a esfuerzos mecánicos. Los fines de la conminución son facilitar el transporte de material, mejorar los procesos llevados a cabo en la planta concentradora y principalmente aumentar la liberación de la mena. En la industria minera se trabaja en la búsqueda de materiales que permitan garantizar un flujo productivo y a la vez alargar la vida útil del elemento mecánico.

El objetivo del capítulo es establecer el comportamiento microestructural y la dureza en un acero Hadfield obtenido del proceso de fundición para ser expuesto a condiciones de impacto y desgaste.

3.2. Influencia de los elementos químicos en el acero en bruto de colada

Los elementos químicos determinados, según su composición química, se puede considerar como un acero hipereutectoide altamente aleado. Los elementos de aleación se mueven entre límites bien definidos y aportan propiedades específicas al material. Es significativo el papel que tiene el manganeso (11,85 %) conjuntamente con el carbono (1,08 %) en el incremento de la resistencia mecánica, particularmente la resistencia a la tracción y la elongación relativa, al igual que en la resistencia a la abrasión y la capacidad de endurecimiento por golpeo, según lo reportado por Caraballo (2004).

La adición de los otros elementos aleantes, como el silicio, facilita el tratamiento térmico de estos aceros y la posibilidad de endurecerlos mediante la formación de carburos precipitados en la matriz austenítica según Qian y Zhang (2011). La composición química de estos aceros, permite que el mecanismo de endurecimiento se deba únicamente a la acumulación de dislocaciones por absorción de energía y por esta razón, las propiedades del material evolucionan localmente permitiendo que las piezas adquieran una superficie dura manteniendo un núcleo tenaz.

La resistencia al desgaste aumenta con el contenido de C, debido a la formación de carburos en borde de grano. En aplicaciones en las que se requiera alta resistencia al desgaste, como es el caso de la trituración de la laterita, es preferible el aumento del carbono hasta 1,4 %, aunque implique la caída de la ductilidad de acuerdo con el criterio de García *et al.* (2010). El Mn tiene poca influencia en el límite de fluencia del acero, mientras

que la resistencia a la tracción y ductilidad aumentan hasta un contenido de 12 -13% de Mn, y luego tienden a estabilizarse.

De acuerdo al análisis químico realizado a los martillos obtenidos y el estudio realizado por los autores antes mencionados (Caraballo, 2004; García *et al.*, 2010 y Qian y Zhang, 2011), presumiblemente, el desgaste prematuro de los martillos, esté asociado al control de los elementos químicos para lograr la obtención de los mismos.

3.3. Análisis microestructural del acero al manganeso en bruto de colada

Se realizó el análisis microestructural a los martillos en bruto de colada, para ello se consideró dos secciones del mismo. El primer análisis fue en la longitud (parte más estrecha), para ello se escogieron tres muestras del total de nueve procesadas, de acuerdo al diseño de experimentos establecido en el capítulo 2 epígrafe 2.5.5. En la figura 3.1 se muestran los resultados obtenidos.

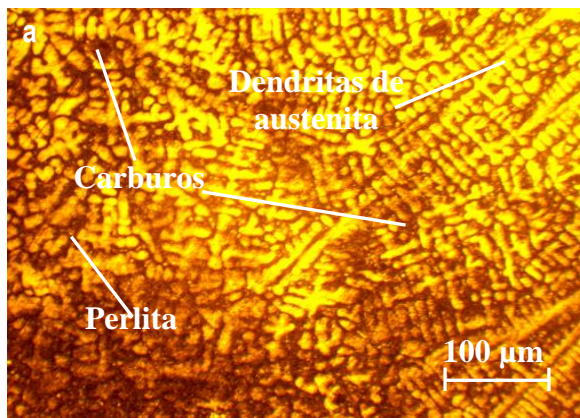


Figura 3.1a. Muestra 1.

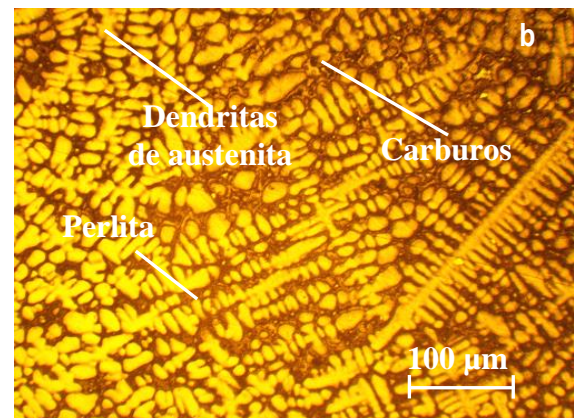


Figura 3.1b. Muestra 2.

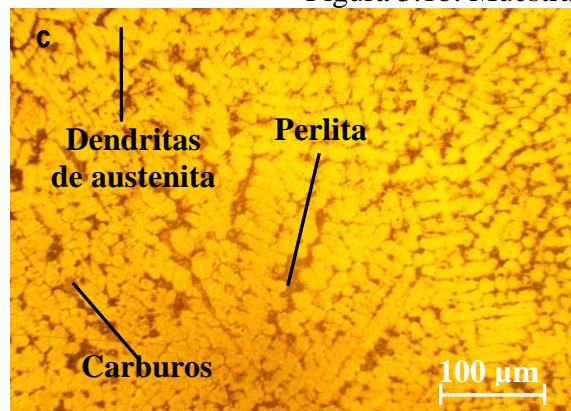


Figura 3.1c. Muestra 3.

Al analizar las tres muestras, en las mismas se observa, luego del proceso de fundición, el tamaño de grano es casi homogéneo en todas las estructuras, así como la presencia de una matriz austenítica, con la perlita en bordes de granos y pequeñas colonias de carburos

interdendrítico. La precipitación de los pequeños carburos, están distribuidos en grupos, en el borde de grano y en el interior del mismo. Estos carburos nuclean en los límites de grano y en áreas interdendríticas dentro de los granos de austenita. En la muestra 1 se observa que existió un incremento en el porcentaje de carbono, lo cual está reflejado en los carburos formados, criterio que coincide con Mamani-Calla (2001).

En todas las muestras se observan granos dendríticos alargados en diferentes direcciones. Debido a las dendritas que produce el acero fundido en el momento de la solidificación no permiten que haya una alimentación del líquido en su estructura. La formación de esta estructura en la fundición de los martillos es producto de la mezcla que, al ser homogénea, la solidificación ocurre en forma arborescente o dendrítica en aquellas partes más ricas en hierro, quedando las más ricas en carbono en estado líquido y bañando las arborescencias o dendritas, criterio que ha sido expuesto por Aribó (2010).

Tras la primera costra sólida de pequeño espesor y adosada a las paredes del molde, se forma una zona pastosa constituida por dendritas sólidas y líquido entremezclado. Esta capa pastosa solidifica a su vez y hace nacer una segunda capa, y así sucesivamente. De cada costra sólida nace un frente de dendritas que hacen progresar la solidificación, criterio expuesto por Aribó (2010).

Las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos se ven modificadas, tanto por el contenido en manganeso como por el contenido en carbono. Según aumenta el carbono de la aleación, se hace más difícil su retención en solución, lo cual implica que la resistencia a tracción no aumente y la ductilidad disminuya. La resistencia al desgaste se incrementa, cuando lo hace el porcentaje de carbono, por lo que las cantidades de este elemento que se emplean, frecuentemente, no son las óptimas en cuanto a características mecánicas. Contenidos superiores a 1,4 % de carbono se utilizan con poca frecuencia, puesto que es complicado obtener, con esa composición, una estructura austenítica libre de carburos precipitados en el borde del grano, lo que también influye en el descenso de resistencia y ductilidad, expuesto por Rodríguez-Suárez (2018).

3.3.1. Microestructura del área de golpeo

Teniendo en cuenta la configuración geométrica del martillo se realizó el análisis microestructural del área más ancha del martillo, correspondiente a la del golpeo, es decir la que está expuesta a la acción del impacto y el desgaste, para ello se tuvo en cuenta las zonas consideradas en el capítulo 2. En la figura 3.2 se muestran los resultados obtenidos.

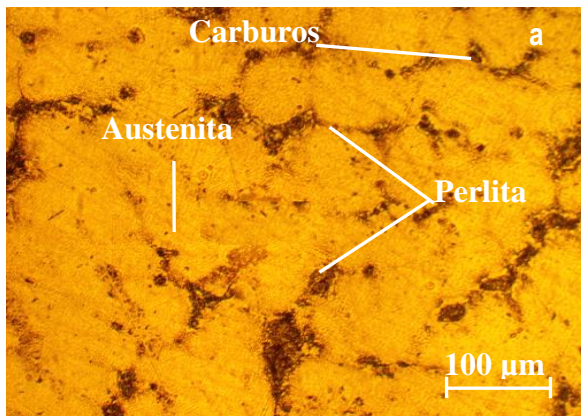


Figura 3.2a. Muestra 1 (centro).

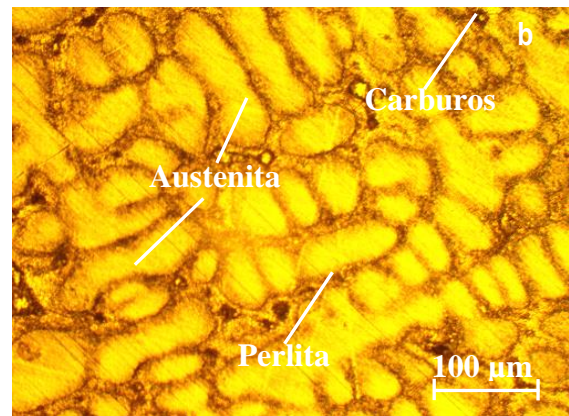


Figura 3.2b. Muestra 2 (borde).

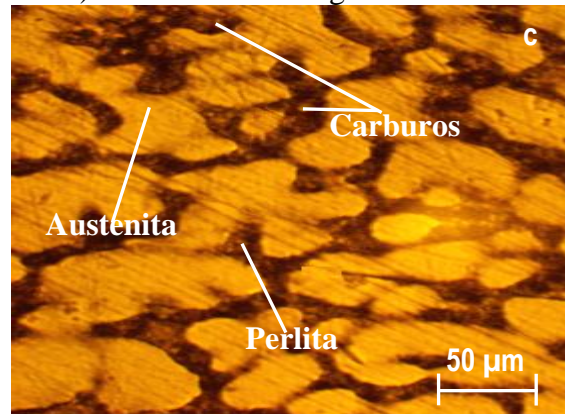


Figura 3.2c. Muestra 3 (entre centro y el borde).

En las microestructuras del área analizada se puede observar que, todas las muestras presentan las mismas fases que en el otro extremo analizado, sin embargo, el comportamiento tiene diferencia, las cuales son atribuibles al espesor del martillo en esta parte, la zona central (figura 3.2a) muestra una distribución más homogénea sobre la matriz de austenita, con menos presencia de la perlita en los bordes de granos de la austenita, en el borde (figura 3.2b), por ser el área más cercana al molde y, el enfriamiento más rápido, se forma mayor dendritas y entre el centro y el borde (figura 3.2c), como la temperatura se distribuye más lentamente, entonces las áreas de dendritas van desapareciendo para dar paso a una zona de mejor distribución.

La fase austenita tiene presencia en el proceso de calentamiento del acero a partir de la temperatura crítica superior a los 900°C. La función del manganeso es contraria al azufre. Cuando existe una cantidad de Mn mayor que la requerida para formar MnS, el exceso se combina con carbono para formar el compuesto (Mn_3C) que se asocia con el carburo de hierro (Fe_3C) en cementita. El manganeso también promueve la solidez de las piezas fundidas al acero a través de su acción de desoxidación en acero líquido, de acuerdo al criterio de Kasatkin (1984).

3.3.2. Análisis del por ciento de microconstituyentes

Se determinó el por ciento de microconstituyentes presentes. Se consideró una muestra del lado más estrecho del martillo y otro del área de golpeo. La figura 3.3a se corresponde con la primera y la 3.3b con la segunda condición.

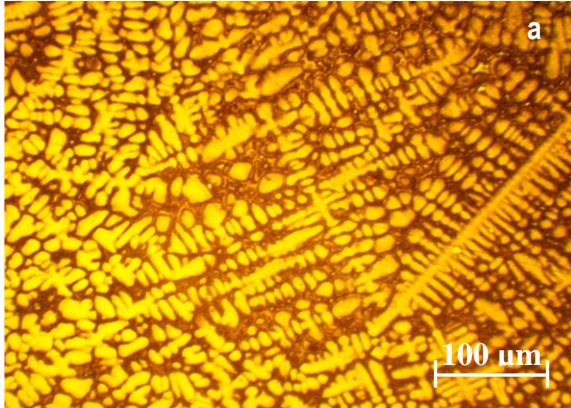


Figura 3.3a. Muestra área estrecha.

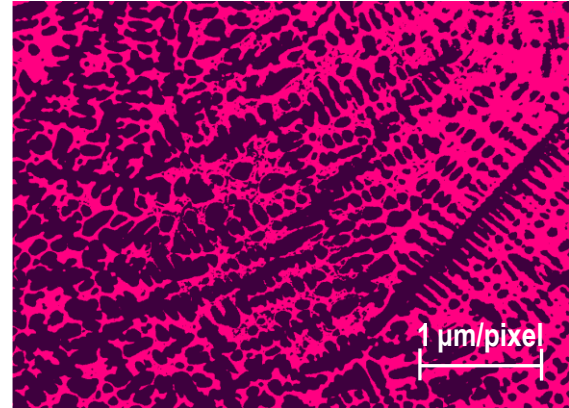


Figura 3.3c. Microconstituyentes.

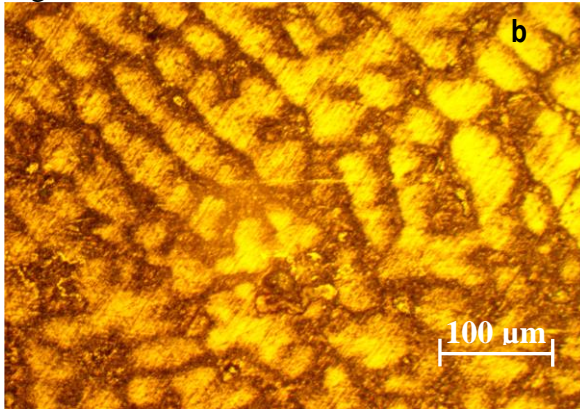


Figura 3.3b. Muestra tratada térmicamente.

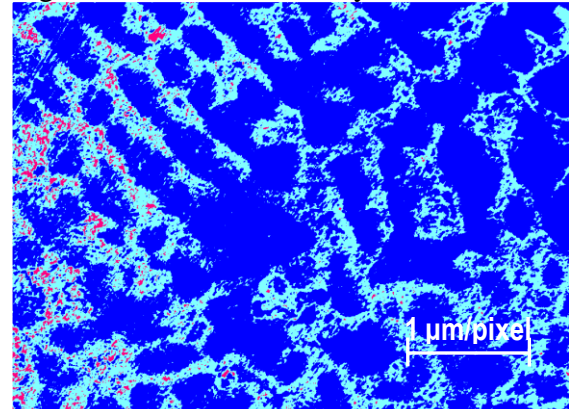


Figura 3.3d. Microconstituyentes.

En la figura 3.4 se muestra la distribución de las fases presentes, según las condiciones analizadas anteriormente. La 3.4a es la primera muestra y la 3.4b es la segunda muestra.

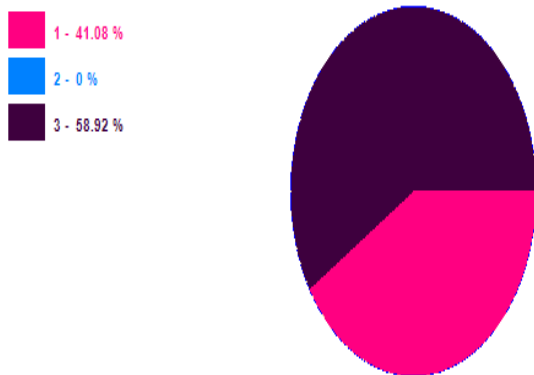


Figura 3.4a. Muestra lado estrecho.

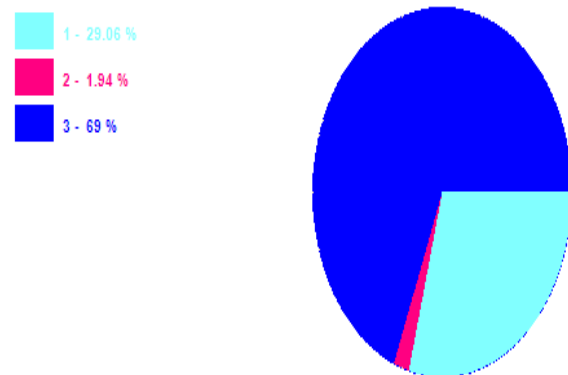


Figura 3.4b. Muestra área de golpeo.

En la tabla 3.1 se muestra el porciento de los microconstituyentes según el área que ocupan.

Tabla 3.1. Fases de los microconstituyentes de las muestras

Lado estrecho del martillo			Área de golpeo		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %	Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Perlita	345 769	41,08	Perlita	244 611	29,06
Carburos	17	0	Carburos	16 305	1,94
Austenita	495 942	58,92	Austenita	580 812	69,0

Las variaciones obtenidas en el contenido de los microconstituyentes en las muestras más estrecha del martillo, está asociada, en primer lugar, a la concentración de las deformaciones en la capa de ferrita, la cual no empieza a aparecer hasta los 650 °C, temperatura a la que presumiblemente el espesor de la capa de ferrita haya crecido y su efecto concentrador de tensiones impida que el mecanismo observado a mayores temperaturas aparezca.

En segundo lugar, la temperatura de enfriamiento haya sido rápida, con lo cual, con este tipo de temperatura, mayor cantidad de Mn no tendrá tiempo de difundir a los límites de granos y los precipitados se enriquecerán en Mn, aumentando su punto de fusión. Si la velocidad de enfriamiento es suficientemente lenta, dominará la precipitación de MnS, que es una fase estable y con alto punto de fusión, con lo que se evitará la fragilización por “hotshortness”, planteado por García *et al.* (2010).

En las muestras del área de golpeo, se observa un grano austenítico uniforme, con límites de grano con pequeños carburos. En las muestras existe, luego del proceso de fundición, la presencia de sulfuro de manganeso (MnS). Durante la variación de temperatura, el manganeso disminuye la temperatura de formación de la perlita y también su contenido de carbono, éste incrementa la solubilidad del carbono en la austenita, favorece la formación de carburos y refuerza la ferrita, reduciendo levemente su plasticidad.

Los átomos de carbono y manganeso se unen formando un par ordenado C-Mn, el cual juega un importante papel en el endurecimiento por trabajo del acero austenítico al manganeso, según el criterio de Lee y Chen (2002).

Al determinar el tamaño de los granos según las normas ASTM 112, en ambas condiciones, para una calibración de un 1 μm /pixel, se reporta para la primera un número de 3,5 y para la segunda de 2,5. Lo que demuestra que, independientemente de ser una pieza monolítica, pero con dos secciones, el enfriamiento no ocurre homogéneo en todo su volumen, lo cual también trae consigo variaciones en la propiedad mecánica.

3.4. Comportamiento de la dureza y la microestructura

Se estableció el comportamiento de las microestructuras y la dureza según los parámetros establecidos en el capítulo 2, epígrafe 2.5.5. En la tabla 3.2 se muestra los resultados.

Tabla 3.2. Comportamiento de los parámetros

Muestras	Borde	Centro	centro y borde	Microestructura
1	375	368	372	Austenita-Perlita-Carburos
2	374	368	373	Austenita-Perlita-Carburos
3	375	368	373	Austenita-Perlita-Carburos

Se puede observar que, en las diferentes zonas analizadas, presentan las mismas características que aquella establecida por la norma ASTM A 128 de la ASM Steel Castings Handbook (1995), lo cual permite plantear que luego del proceso de fundición del acero austenítico Hadfield de producción nacional está en correspondencia con los estándares establecidos para su fabricación, independientemente de que exista una diferencia de dureza según las áreas analizadas, lo cual es debido al rápido calentamiento y enfriamiento del acero durante la colada y la transferencia de metal en el molde.

3.5. Análisis del barrido de la dureza en el acero Hadfield

Las propiedades y el comportamiento del acero Hadfield durante su manufactura y el desempeño durante su vida de servicio, dependen de su composición, estructura, historia de procesamiento y del tratamiento térmico al cual han sido sujetas. En la tabla 3.3 se muestran los resultados del barrido de dureza, en las muestras obtenidas y analizadas.

Tabla 3.3. Resultados del barrido de dureza

No	D	Dureza longitudinal				Dureza transversal			
		HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
1	5	375	374	375	374,5	375	374	375	374,5
2	15	374	375	374	374,5	374	373	375	374
3	25	373	375	374	374	372	375	375	374
4	35	372	375	375	374	375	375	374	374,5
5	50	375	374	375	374,5	372	372	372	372
6	65	374	373	375	374	371	372	372	371,5
7	85	373	374	374	373,6	372	373	372	372,5
8	95	375	375	374	374,5	373	372	372	372,5
9	110	374	375	374	374,5	373	371	371	372

Al realizar el barrido de dureza en las muestras, se puede observar que, en el lado de menor espesor del martillo, existe una tendencia lineal de mantener el promedio de dureza en toda la longitud del mismo de 374 HV, en las mediciones realizadas en el área de golpeo, esta dureza disminuye hasta 372,5 HV, lo que significa que, para un mayor espesor, esta

propiedad tiene variaciones, lo cual está en correspondencia también con las microestructuras obtenidas. Los efectos causados por el rápido enfriamiento de la pieza en el molde, incide en la solidificación de la pieza y este en la variación de la dureza, según lo reportado por Higuera-Cobos *et al.* (2010).

3.5.1. Procesamiento estadístico de los datos

A partir de los datos expuestos en el capítulo 2 para el diseño de experimentos, se determinó la variación de la dureza en las muestras en bruto de colada en relación a las diferentes distancias medidas, tanto longitudinal, como transversal. En la tabla 3.4 se muestra el análisis de regresión con las diferentes variables.

Tabla 3.4. Resultados del análisis de regresión

Parámetro	Estimación	Error Estándar	Estadístico T	Valor-P
CONSTANTE	-19176,9	8808,87	-2,177	0,0724
HV longitudinal	22,0334	20,9524	1,05159	0,3335
HV transversal	29,4466	5,99913	4,90848	0,0027

Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.5 se muestra el análisis de la varianza.

Tabla 3.5. Análisis de la varianza

Fuente	Suma de cuadrados	Gl	Cuadrado medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	8858,2	2	4429,1	12,19	0,0077
Residuo	2180,69	6	363,449		
Total (Corr.)	11038,9	8			

R-cuadrada = 80,2454 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 73,6605 porciento

Error estándar del est. = 19,0643

Error absoluto medio = 12,7449

Estadístico Durbin-Watson = 2,47175 (P = 0,6464)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = -0,378065

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Distancia y 2 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$\text{Distancia} = -19176,9 + 22,033 \cdot \text{HV longitudinal} + 29,446 \cdot \text{HV transversal}$$

Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es menor que 0,05; existe una relación estadísticamente significativa entre las variables con un nivel de confianza del 95,0 %.

El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo así ajustado explica 80,2454 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-Cuadrada ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes, es 73,6605%. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 19,0643. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones. El error absoluto medio (MAE) de 12,7449 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 mayor que 0,05; no hay indicación de una autocorrelación serial en los residuos con un nivel de confianza del 95,0%.

Para determinar si el modelo puede simplificarse, note que el valor-P más alto de las variables independientes es 0,3335, que corresponde a HV longitudinal. Puesto que el valor-P es mayor o igual que 0,05, ese término no es estadísticamente significativo con un nivel de confianza del 95,0% o mayor. Consecuentemente, esto indica que, en el proceso de fundición de los martillos de la trituradora, el área de menor espesor tiende a tener mayor dureza que el área de golpeo.

La estimación del modelo para la superficie de respuesta se muestra en la figura 3.5. Se observa la variación de la dureza en las muestras antes y después del tratamiento.

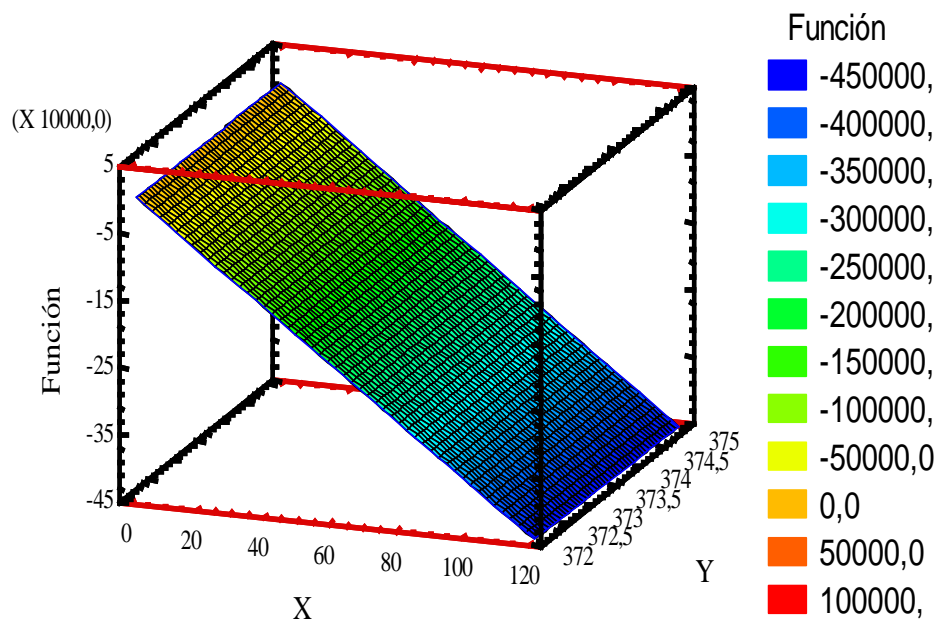


Figura 3.5. Gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables.

Se observa que, para todas las distancias medidas en la longitud del martillo, la dureza mantiene una tendencia lineal, no siendo así para la parte destinada al área de golpeo, donde existe una disminución de esta propiedad.

3.6. Costos del proceso de fundición

Al abordar el aspecto económico considerando el proceso de fundición del acero austenítico Hadfield, se tuvo en cuenta las incidencias económicas que genera la obtención del mismo, estos resultados como se muestran en la tabla 3.6, considera mano de obra directa e indirecta.

Tabla 3.6. 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	3.18	2.99	9.51
2		Auxiliar "B" de fundición	3.17	2.50	7.93
3		Operador de grúa viajera	12.84	2.47	31.71
4		Ayudante	9.54	2.36	22.51
5	Reverbería	Oper. revest. aisl. térm.	12.71	2.64	33.55
6	Elaboración de molde	Jefe de brigada	6.36	3.26	20.73
7		Operador metalúrgico "A"	28.61	2.70	77.25
8		Operador metalúrgico "B"	28.61	2.64	75.53
9	Elaboración de macho	Auxiliar "B" de fundición	15.89	2.50	39.73
10		Operador de grúa viajera	12.71	2.47	31.39
11		Ayudante	31.79	2.36	75.02
12	Fusión	Jefe de brigada	6.36	3.26	20.73
13	Ensamble	Operador metalúrgico "A"	34.96	2.70	94.39
14	Vertido	Operador metalúrgico "B"	15.89	2.64	41.95
15		Operador de grúa viajera	6.36	2.47	15.71
16	Rebarbado	Jefe de brigada	6.29	2.70	16.98
17		Operador de grúa viajera	9.54	2.46	23.47
18	Corte siste alimentación	Soldador "B"	15.89	2.50	39.73
19	Limpieza y terminación	Pulidor "B"	19.07	2.36	45.01
			279.77		722.83

El estándar de la mano de obra y el análisis del estudio de tiempos se realizó una vez tabulada la información en los formatos de registro, se calcularon los tiempos estándar, complementando con la evaluación de los operarios y las tolerancias, para cada etapa del proceso y por pieza. Se tabularon los tiempos de operación requeridos por etapa para la fabricación de cada una de ellas. Al costo de la mano de obra indirecta le corresponde, de acuerdo con la tabla anterior al jefe de brigada y al operador de grúa viajera.

El costo de los productos depende de las inversiones o gastos que se generan al consumir materias primas, comprar máquinas, pagar la mano de obra y el costo de vender los

productos, el almacenamiento, el financiamiento, la planeación y administración, el control, el cumplimiento de los estándares y el pago de impuestos, teniendo en cuenta estos elementos de partida, el costo inicial es de 722,84 CUP.

La fabricación del molde se realizó con arenas verde, inició con la activación del sistema neumático que transporta la arena nueva desde la tolva de recepción y la arena recuperada, hasta la tolva de los mezcladores. Se dosificó la arena en los moldes y se compactó. Después del tiempo de curado se extrajeron los bloques de arena de los moldes. En la tabla 3.7 se muestran los resultados de la mano de obra directa empleadas.

Tabla 3.7. Resultados de la mano de obra directa para la fabricación del molde

No	Operación	Tiempo	Tarifa horaria	Importe
1	Preparación de la carga	3.18	2.990000	9.476400
2	Preparación de la carga	3.17	2.500000	7.925000
3	Preparación de la carga	12.00	2.460000	29.520000
4	Preparación de la carga	9.00	2.360000	21.240000
5	Reverbería	12.00	2.640000	31.680000
6	Elaboración de molde	6.36	3.260000	20.733600
7	Elaboración de molde	12.00	2.710000	32.520000
8	Elaboración de molde	12.00	2.640000	31.680000
9	Elaboración de macho	12.00	2.500000	30.000000
10	Elaboración de macho	12.00	2.460000	29.520000
11	Elaboración de macho	12.00	2.360000	28.320000
12	Fusión	6.36	3.260000	20.733600
13	Ensamble	12.00	2.700000	32.520000
14	Vertido	10.00	2.640000	26.400000
15	Vertido	12.00	2.470000	29.520000
16	Rebarbado	6.29	2.710000	17.045900
17	Corte siste alimentación	15.89	2.500000	39.725000
18	Limpieza y terminación	19.07	2.360000	45.005200
		187.32		483.564700

La fabricación del modelo se realizó en el taller de modelos, se analizó los consumos de materia prima y mano de obra, evaluación del plano y de la matriz operativa, donde se establecen dimensiones, sobre materiales y contracción, dependiendo del tipo de material. Se realizó el trazado, corte, ensamble y construcción del modelo, fabricación de caja de machos, acabado y pintura al modelo. Por último, se efectuó una inspección y control dimensional. Los machos se elaboraron con la misma arena del molde con el objetivo de lograr las cavidades y formas internas en la pieza final, este precio es de 1206.39 CUP.

El costo total para la fabricación de los martillos fabricados del acero al manganeso austenítico Hadfield es de 1206.39 CUP.

3.7. Valoración del impacto medio ambiental




Actualmente, la correcta selección de los materiales es un factor clave en el éxito de los procesos industriales, por el gran impacto económico de seguridad ambiental que pueden ocasionar las fallas de los componentes metálicos en servicio. En este caso, el acero Hadfield cumple con los requerimientos de resistencia al desgaste en medio abrasivo. Para el proceso de obtención de los mismos se realizan a través del proceso de fundición, el cual genera afectaciones por la contaminación, lo que necesita de la preparación de profesionales y el desarrollo de acciones para aplicar el manejo integrado de las zonas costeras, las cuencas hidrográficas y las zonas protegidas, en las zonas susceptibles de ser impactadas por el desecho de materiales.

El incremento de la vida útil de las piezas fundidas, contribuye en determinada medida a un mejor aprovechamiento de las posibilidades productivas de estos materiales, es decir con el aumento de su durabilidad, se reportan otras ventajas como la reducción del costo de explotación y de mantenimiento de los equipos. Con lo que podrían disminuir las importaciones y derivar recursos hacia otros renglones contribuyendo así al aprovechamiento eficiente de los recursos.

El proceso de fundición es altamente generador de residuos sólidos y gaseosos, en la fundición se generan gases nocivos que van a parar en la atmósfera, afectando así el medio circundante y la vida de la flora y la fauna de las zonas aledañas. Además, la arena de moldeo que se derrama, la cual posee varios componentes como aglutinantes, melaza que de cierta manera inciden en los suelos.

Las guías sobre medio ambiente, salud y seguridad (MASS) son documentos de referencia técnica que contienen ejemplos generales y específicos de la práctica internacional recomendada para el proceso de fundición, incluyen información relevante para los proyectos e instalaciones de fundición de materiales ferroso y no ferroso. Los metales no ferrosos se funden en combinación con otros metales no ferrosos o con más de cuarenta elementos para producir una amplia gama de aleaciones no ferrosas. Estas guías se refieren al fundido en arena, incluida la preparación y regeneración de la arena de moldeo y el moldeo por inyección a presión (alta y baja) de aluminio, cinc y magnesio.

3.8. Conclusiones del capítulo 3

-  El acero austenítico al manganeso Hadfield, diseñado para ser empleado en las trituradoras de martillos, presenta una composición química, donde el carbono y el manganeso garantizan su resistencia al desgaste, sin embargo, es presumible que el contenido presente, no garantice el tiempo de trabajo asignados a los mismos.
-  La determinación del comportamiento metalúrgico-mecánico del acero austenítico al manganeso Hadfield y luego procesado con el software imagen, con el cual se determinó los porcentajes de microconstituyentes y la distribución de las fases presentes, permite predecir como inciden estos en las variaciones del mismo.
-  Los perfiles de dureza determinados, tanto longitudinal, como transversalmente en las muestras en bruto de colada establece que, en la primera existe mayor dureza que en la segunda debido a la diferencia de espesor que presentan las mismas.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ El acero austenítico al manganeso Hadfield grado B2 hipereutético, empleado para la trituración de mineral laterítico, en bruto de colada, presenta una temperatura del tipo austenítica dendrítica, precedida de la perlita, formada por el rechazo del carbono y carburos dispersos entre las dendritas, está sometido a esfuerzos de impacto o percusión.
- ✚ Los porcentos de microconstituyentes obtenidos en las muestras en bruto de colada, la austenita ocupa entre un 58,92 y un 69,0 % sobre la matriz, la perlita está entre 29,06 y 41,08 % y los carburos de 1,94 %, coincidiendo con lo recomendado por la norma ASTM A 128.
- ✚ En el barrido de dureza realizado a las muestras, en la dirección longitudinal presentó una dureza promedio de 375 HV en toda la superficie, sin embargo, en el área destinada para el triturado, esta propiedad es de 372 HV, asociado a la diferencia de espesor que presenta en esta zona, lo cual solidifica más lentamente.
- ✚ Los aspectos económicos en lo que incide el proceso de fundición y el de tratamiento térmico del acero austenítico al manganeso Hadfield, por concepto de costos de la mano de obra directa e indirecta, materiales y energía eléctrica es de 1206.3947 CUP.

RECOMENDACIONES

- + Someter a ensayo de desgaste, las muestras en bruto de colada, para determinar la resistencia del acero austenítico al manganeso Hadfield bajo estas condiciones.
- + Considerar aplicar tratamiento de temple, revenido y criogenizado al acero austenítico al manganeso Hadfield, como una alternativa de incrementar más su dureza para ser empleado en la industria minera.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Adler, P.; Olson, G.; Owen, W. 1986. Strain hardening of Hadfield manganese steel. *Metallurgical Transactions*. 17(8): 1725.
2. Alcántara, D. 2012. Comportamiento del desgaste en pasadores de equipos de laboreo minero fabricados de acero AISI 1045. Tesis en opción al Título de Master en Electromecánica. Universidad de Moa.
3. Allain, S. 2004. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel, Ph. D. Thesis, Institut National Polytechnique de Lorraine.
4. Allen, C.; Sheen, M.; Williams, J.; Pugsley, V. 2001. The wear of ultrafine WC-Co hard metals. 250 (125): 604 – 610.
5. Araque, O.; Olaya, J. 2010. Caracterización del sistema de molienda en el proceso de producción de carbonato de calcio. *Scientia et Technica*. 17 (46): 28-33.
6. Archard, J. 1953. Contact and rubbing of flat surfaces. *Journal of Applied Physics*. 24: 981 – 8.
7. Aribó, S. 2010. Effect of precipitation hardening on hardness and microstructure of Austenitic Manganese steel. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*. 9 (2): 157 -164.
8. ASTM, 1992, *ASM Handbook, Friction, Lubrication, and Wear Technology*, ASM International. USA. 18.
9. ASTM International. 1998. *Standard Specification for Steel castings, Austenitic Manganese USA: American Society for Testing and Materials*. Designation: 128: 128–93.
10. Baird, J. 1971. The effects of strain-ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metals”, *Metallurgical Reviews*. 16: 1.
11. Baird, J. 1973. *The Inhomogeneity of Plastic Deformation*, ASM, Metals Park, OH.
12. Balluffi, R. W. 1970. On measurements of self-diffusion rates along dislocations in F.C.C. Metals, *Phys. Status Solidi*. 41:11.
13. Bermúdez, M. 2003. Erosión–corrosión de tantalio y aceros inoxidable, *Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales*, Madrid, España.
14. Blanco, A. 2014. *Tecnología mineralúrgica*. Bloque 1, Capítulo 5. <http://ocw.unican.es/ensenanzastecnicas/tecnologia-mineralurgica/materiales-de-clase>.

15. Blau, P. 1992. Lubrication and Wear Technology, Glossary of Terms in ASM Handbook. Vol. 18. Friction, printed in USA. 942.
16. Box, G.; Hunter, W.; Hunter, J. 1989. Estadística para experimentadores. Editorial Reverté.
17. Caraballo, M. 2004. Endurecimiento mediante explosivos del acero Hadfield. Tesis en opción al grado científico de doctor en ciencias técnicas. Universidad de Moa.
18. Clauser. H. 1985. Diccionario de materiales y procesos de ingeniería. Editorial Labor S.A. Barcelona.
19. Collette, G. 1957. Crussard, A. Kohn, J. Plateau, G. Pomey, and M. Wexsz: Revue de Metalurgie. 54: 433.
20. Cuddy, L. J.; Leslie, W. C. 1972. Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron, Acta Met. 20: 1157.
21. Courtney, T. 2000. Mechanical Behaviour of Materials, 2nd. Ed., McGraw-Hill Companies. 733.
22. Dastur, Y. N.; Leslie, W. C. 1981. Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel. Metallurgical transactions. 12 (5): 749-759.
23. Doepken, H. C. 1952. Tensile Properties of Wrought Austenitic Manganese Steel in the Temperature Range from +100 to -196 °C, Trans. AIME. 194: 166.
24. Drobnjak, D.J.; Parr, J.G. 1970. Deformation substructure and strain-hardening characteristics of metastable Fe–Mn austenites, Metall Trans. 1: 759.
25. Dumay, A. 2008. Influence of addition elements on the stacking fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe – Mn – C steel”, Materials Science and engineering A. 483 – 484: 184.
26. Efstathiou, C.; Sehitoglu, H. 2010. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel. 58, (5): 1479.
27. El-Bitar, T.A.; Banna, E.M. 2000. Improvement of austenitic Hadfield Mn-steel properties by thermomechanical processing, Canadian Metallurgical Quarterly, 39 (3): 361-367.
28. Evans, A.; Gulden, M.; Rosenblatt, M. 1978. Proceedings of the Royals Society London. 361: 343.
29. Feng, Z.; Ball, A. 1999. The erosion of four materials using seven erodents – towards an understanding. 233 – 235: 674 – 684.

30. Fernández, J.; Vijande, R.; Tucho, R.; Rodriguez, J.; Martin, A. 2001. Effect of cold deformation on the abrasive resistance of coatings with applications in the mining industry. 250-251: 28-31.
31. Fleischer, F. 1985. Tribología y Fiabilidad.
32. Fueyo, L. 1999. Equipos de trituración, molienda y clasificación. Tecnología, diseño y aplicación. Editorial Rocas y minerales.
33. García, A.; Varela, A.; Mier, J.; Camba, C.; Barbadillo, F. 2010. Estudio tribológico de aceros austeníticos tipo Hadfield: influencia del manganeso en su respuesta frente al desgaste. Rev. metal. Madrid. 46 (Número Extraordinario). 47-52.
34. García, A. 2016. Diseño de máquina trituradora de áridos de impacto. Tesis en opción al título en Ingeniería en Tecnologías Industriales. Universidad de Cantabria.
35. Gulden E.; Rosenblatt M.E. 1978. Proc. R. Soc. Lond. Ser. 361: 343.
36. Hawk, J. A. 1999. Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation, Wear abrasive. 225 (22): 1031-1042.
37. He, L.; Lu, J.; Xiong, Y.; Jin, Z. 2000. Effect of alloying on austenite strength and abrasion resistance of high-manganese steel. Guizhou Gongye Daxue Xuebao, Ziran Kexueban. 29 (2): 45-48.
38. Hein, L.; Shewmon, P. 1983. Effects of hardness on solids particles erosion mechanisms in AISI 1060 steel. 89: 291 – 302.
39. Herbst, L.; Zaragoza, R. 1990. Experiencias en la optimización de circuitos de molienda en Procesamiento de minerales. 11(4).
40. Heredia, J. 2012. Austenitic phase stability change in strength steels manganese in the heat affected and subject to impacts.
41. Heredia, J. 2012. Estabilidad de la fase austenítica, variación de la dureza en los aceros al manganeso afectados por el calor y sometidos a impactos. Rev. del Instituto de Investigación (RIIGEO), FIGMMG-UNMSM. 15 (29): 99-108.
42. Higuera, O.; Trisancho, J.; Florez, L. 2007. Fundamentos teóricos de los aceros austeníticos al manganeso (aceros Hadfield). Scientia et Technica Año 13(34): 231-236.

43. Higuera-Cobos, O.; Moreno-Téllez, C.; Suárez-Tovar, B. 2010. Evolución microestructural del acero austenítico al manganeso sometido a tratamiento térmico de temple y revenido. *Revista Ingenierías Universidad de Medellín*. 9 (17): 195-206.
44. Holman., J. 2006. *Transferencia de Calor.*, México DF-Mexico. McGraw Hill. 8: 87-94.
45. Hoppert, S. 1989. Alumina ceramics: superior materials for protection against wear and corrosion. Alemania, Siegburg. 3-11.
46. Hussainova, I.; Schade, K. 2008. Correlation between solid particle erosion of cermets and particle impact dynamics. *Tribology International*. 41 (14): 323-330.
47. Hutchings, I. 2000. Solid particle erosive wear testing, *ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation*. 8 (5): 728-751.
48. Hutchings I. 1992. *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. Oxford: Butterworth-Heinemann.
49. Hutchinsona, B.; Ridley, N. 2006. On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel. *Scripta Materialia*. 55: 299–302.
50. Idrissi, H. 2010. On the mechanism of twin formation in Fe-Mn-C TWIP steels, *Acta Materialia*. 58: 2464-2476.
51. Imai, Y. 1962. Carbide precipitation by heating high manganese steel after solution treatment. The research institute from iron, steel and other metals.
52. Imai, Y. 1970. Precipitation behaviours of austenitic steel of manganese chromium type containing vanadium. The research institute from iron, steel and other metals.
53. Janos, B.; Lugscheider, E.; Remer, P. 1999. Effect of thermal aging on the erosion resistance of air plasma sprayed zirconia thermal barrier coating. *Surface and Coatings Technology*. 113: 278 – 285.
54. Kragelski, I. 1978. *Friction and Wear*. Butterworth, London.
55. Kragelski, I.; Komalov, V. 1982. *Fundamentos de los cálculos de fricción y desgaste*, Mashinoestroienie, Moscú.
56. Laborde B. Reynaldo, A.; Coello, S.; Marrero. O. 2004. Diagnóstico energético del proceso de molienda de la laterita. *Minería y Geología*. 19 (3 – 4).
57. Lalonde, D. 1998. Presence of carbides Austenitic Manganese Steel. 849.htm. Expert Metallography Forum Webb Site.

58. Lambakakhar, O.; Yu. I. 1973. Paskal, Dislocation structure and work-hardening of manganese steel", Russian Physics Journal. 16(7): 910.
59. Lawn, B.; Evans, A.; Marshal, D. 1979. Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Median/Radial Crack System. Journal of the American Ceramic Society. 63(9 – 10): 574 – 581.
60. Leslie W. C. 1973. Metallurgical Effects at High Strain Rates, Plenum Press, New York. 571.
61. Llewelyn, D.T.; Hudd, R.C. 1998. Steels: Metallurgy and Applications. 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann.
62. Marqués, C. 2006. Relação entre microestrutura e desgaste erosivo a frio e a quente em materiais cerâmicos à base de alumina. 170 f. Tese (Doutorado em Engenharia) Escola de Engenharia, UFRGS.
63. Márquez, M. 2002. Diseño de una máquina tribológica para pruebas de desgaste abrasivo severo, Tesis de Maestría, SEPI ESIME IPN, México.
64. Menacho, J.; Concha, F. 1985: Mathematical model of ball wear in grinding mills: I. Zero-order wear rate. Powder Technology. 47: 87-96.
65. Mesa, D.; Sinatora, A. 2003. El desgaste de materiales enfrentarlo o dejarlo de lado y asumir riesgos, Scientia et Technica. 19(22).
66. Nam, P. 1994. Tribophysics, Edit. Prentice Hall, USA.
67. Ochoa, A.; Macías, R. 2006. Aspectos teóricos sobre el desgaste abrasivo en los elementos de trabajo de las máquinas agrícolas en Cuba.
68. Ostle, B. 1975. Estadística Aplicada. Limusa - Wiley, México, Cap. 10.
69. Outeiro, J.; Umbrello, D.; M'Saoubi, R. 2006. Experimental and numerical modelling of the residual stresses induced in orthogonal cutting of AISI 316L steel, International Journal of Machine Tools & Manufacture. 46: 1786-1794.
70. Permana, M. S; Suratman, R. 2001. Effect of solution treatment on Hadfield's Steel Microstructures. University of Pasundan. West Java. Indonesia.
71. Qian, Lihe.; Xiaoyong Feng.; Fucheng, Zhang. 2011. Deformed Microstructure and Hardness of Hadfield High Manganese Steel", Materials Transactions. 52 (08): 1623.
72. Raghavan, K. S.; Sastri, A. S.; Marcinkowski, M. J. 1969. Nature of the Work Hardening Behaviour in Hadfield's Manganese Steel, Trans. TMS-AIME. 245: 1596.

73. Raymond, G.; Bayer, H. 1994. Mechanical wear prediction and prevention, Edit. Marcel Dekker, USA.
74. Roberts W. N. 1964. Deformation twinning in Hadfield steels", Trans. TMS-AIME. 230: 373.
75. Rodríguez, A.; Fernández, T.; Rodríguez, I. 2018. Solidificación y microestructura de un acero al manganeso obtenido por fundición. *Revista Minería y Geología*. 34 (1): 494-503.
76. Sagaró, R.; Gómez, J.; Espinosa, L.; Carvajal, H.; Rodríguez, C. 2007. Mecanismo de desgaste de materiales metálicos para martillos de molinos debido a la acción de partículas erosivas. *Tecnología Química*. 17 (2): 41 – 47.
77. Saito, T. 1965. The γ phase Formation Range of Fe – C – Mn Alloys under Quenching Conditions", Trans. Jpn Inst Metals. 6: 240.
78. Sarache, L. 2004. Diseño de experimentos y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, *Revista Ingeniería Industrial*. 4 (5): 585 – 590.
79. Sastri, S. A. 1973. Proc. 3rd ICMA, Cambridge, England, Aug. Institute of Metals Monograph and Report Series. 1 (36): 596.
80. Saller, G. 2006. Microstructural evolution of Cr– Mn–N austenitic steels during cold work hardening. *Materials Science and Engineering*. 427: 246–254.
81. Shipway, P.; Hutchings, I. 1995. Measurement of coating durability by solid particle erosion Surface and Coatings Technology. 71: 1 – 8.
82. Subramanyan, D. K.; Swansiger, A. E.; Avery, H. S. 1990. Austenitic manganese steel, *Metals Handbook*, ASM, Metals Park. 1: 822.
83. Tylczak, J. 1992. Abrasive wear in ASM Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology, printed in USA. 18: 942.
84. Vaughan, R.; Ball, A. 1991. *Hard Mater*. 2 (3 – 4): 257 – 269.
85. Verdeja, L.; González, R. 1996. El desgaste de materiales en el crisol de horno alto: conceptos generales. *Revista de minas*. Madrid. 13 y 14.
86. Volosevich, P.; Yu, V.; Gridnev, N.; Yu, N. 1975. Effect of manganese on packing defect energy in iron—manganese alloys, *Fiz. Met. Metalloved*. 40: 554.
87. Wada, S.; Ritter, J. 1992. *Erosion of Ceramic Materials* 71 Trans Tech Publications, Zurich.
88. Wang, J. 1998. Effect of Martensite and Austenite on Grinding Media Wear. 122: 285 – 299.

89. Wells, B. A. (1990): Comminution in the mineral industry—an over view en Rev Minerals Engineering. 3(2).
90. White, C. H.; Honeycombe, R. 1962. Structural changes during deformation of high-purity Fe–Mn–C alloys, J. Iron Steel Inst. 200: 457.
91. Wiederhorn, S.; Lawn, R. 1979. Strength Degradation of Glass Impacted with Sharp Particles: I, Annealed Surfaces. Journal of the American Ceramic Society. 62: 66–70.
92. Zum-Gahr, K. 1980-1982. Formation of Wear Debris by the Abrasion of Ductile Metals. 74: 353-373,
93. Zum-Gahr, K. 1987. Microstructure and wear of materials. Amsterdam. Elsevier.