



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

**MODIFICACIÓN DE LAS PROPIEDADES FÍSICAS METALÚRGICAS DEL
ACERO AL MANGANESO HADFIELD EMPLEADOS EN MARTILLOS DE
TRITURADORA DE MINERAL LATERÍTICO**

En opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Diolvis Leyva Heredia

Moa/2022



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

**MODIFICACIÓN DE LAS PROPIEDADES FÍSICAS METALÚRGICAS DEL
ACERO AL MANGANESO HADFIELD EMPLEADOS EN MARTILLOS DE
TRITURADORA DE MINERAL LATERÍTICO**

En opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Diolvis Leyva Heredia

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

Moa/2022

Declaración de autoridad

Yo: Ing. Diolvis Leyva Heredia

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

Ing. Diolvis Leyva Heredia

Dr. C. Tomás Fernández Columbié

Agradecimientos

***A mi tutor por confiar en mí y la entrega incondicional en la realización de este trabajo,
Dr. C. Tomás Fernández Columbié.***

Al Ms. C. Geovany Ruiz Martínez por apoyarme de manera incondicional en la realización de este trabajo.

A mis familiares que me han apoyado en los momentos de mi vida en que más lo he necesitado.

A mis amigos que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron en la realización de este trabajo.

A todos

Muchas Gracias.

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 y fabricados de acero al manganeso Hadfield grado B2. En el desarrollo del trabajo fueron obtenidas muestras, donde se analizó la configuración geométrica para el análisis de su microestructura, dureza, tratamiento térmico y temperatura, esta a través del método de los elementos finitos (MEF). Con la microscopía óptica se determinó que, independientemente que el mismo presenta variación en su espesor, su microestructura está precedida por las austenítica dendrítica, la perlita 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. Por el MEF se comprobó que el proceso de solidificación ocurre desde las paredes del molde hasta las mazarotas. 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 objective of the work is to determine the metallurgical physical variations of the hammers of the lateritic ore crusher obtained by smelting process and manufactured from Hadfield grade B2 manganese steel. In the development of the work, samples were obtained, where the geometric configuration was analyzed for the analysis of its microstructure, hardness, heat treatment and temperature, this through the finite element method (FEM). With optical microscopy it was determined that, regardless that it presents variation in its thickness, its microstructure is preceded by austenitic dendritic, pearlite and carbides dispersed between the dendrites. In determining the percentage of microconstituents, in the raw cast sample, austenite occupies between 58.92 and 69.0% on the matrix, pearlite is between 29.06 and 41.08% and carbides from 1.94%. In the hardness sweep performed in the longitudinal direction, it presented an average hardness of 375 HV. The MEF confirmed that the solidification process occurs from the walls of the mold to the risers. The economic valuation of the smelting process and the heat treatment process was carried out, as well as the impact of the process on the environment.

ÍNDICE	PÁG
RESUMEN	
INTRODUCCIÓN	I
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	8
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 al manganeso Hadfield	14
1.4.2. Características de endurecimiento del acero al manganeso Hadfield	16
1.5. Estructura austenítica del acero Hadfield en el sistema ternario Fe-Mn-C	18
1.6. Tratamiento térmico del acero al manganeso Hadfield	21
1.7. Fundamentos del método de los elementos finitos	23
1.8. Conclusiones del capítulo	25
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	26
2.2. Proceso de colada de la aleación	26
2.2.1. Proceso de moldeo de las muestras	27
2.2.2. Martillos obtenidos por el proceso de fundición	28
2.2.3. Composición química estándar del acero al manganeso Hadfield	29
2.4. Fundamento para la selección del material de los martillos	29
2.5. Preparación metalográfica de las muestras	30
2.5.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050	30
2.5.2. Desbaste y pulido de las muestras	31
2.5.3. Comportamiento microestructural del acero al manganeso Hadfield	32
2.5.4. Microscopio óptico empleado	33
2.5.5. Obtención del porcentaje de microconstituyentes	35
2.6. Horno empleado para el tratamiento térmico	36
2.7. Procesamiento estadístico de los datos	36
2.7.1. Determinación de los coeficientes de regresión	38

2.7.2. Cálculo de la varianza	38
2.8. Modelación por el método de los elementos finitos	39
2.8.1. Mallado del modelo	39
2.8.2. Condiciones de frontera	40
2.9. Conclusiones del capítulo	43

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	44
3.2. Análisis de la composición química	44
3.3. Análisis microestructural del acero al manganeso Hadfield en bruto de colada	45
3.3.1. Microestructura del área de golpeo	46
3.4. Comportamiento del tratamiento térmico	47
3.4.1. Microestructura del acero al manganeso Hadfield con tratamiento térmico	48
3.5. Porcentaje de microconstituyentes en las muestras fundidas y tratadas	50
3.6. Comportamiento de la dureza y la microestructura	51
3.6.1. Análisis del barrido de la dureza en el acero al manganeso Hadfield	52
3.6.2. Procesamiento estadístico de los datos	53
3.7. Modelado del flujo del material por el método de los elementos finitos	55
3.7.1. Comportamiento de la fracción del sólido durante el proceso de fundición	55
3.7.2. Distribución de la temperatura durante la solidificación	57
3.7.3. Comportamiento del tiempo de solidificación	58
3.8. Costos del proceso de fundición	59
3.9. Valoración del impacto medio ambiental	63
3.10. Conclusiones del capítulo	64

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

INTRODUCCIÓN

El desarrollo de la producción industrial es acrecentado 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 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 Cuba se considera necesario el desarrollo de tecnologías que permitan más ahorro de recursos, menos gasto de energía y de contaminación atmosférica. Debido a la creciente competencia en el mercado mundial las empresas cubanas se ven obligadas a realizar un 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, estos en unión a las cribas, son los encargados de moler la materia prima que entra en la recámara de molienda, es por esto, que el desgaste en estos martillos de molienda es normal por la forma en que está 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 es uno de los materiales estructurales empleados en la industria. También es un sistema de aleación estudiado, por la diversidad de microestructuras que se desarrollan cuando se tratan térmicamente estas aleaciones. El acero al manganeso Hadfield se utiliza 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 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 por el proceso de fundición con aceros al manganeso Hadfield. Estas piezas sufren de desgaste abrasivo producto al régimen de trituración de este mineral, lo cual está relacionado con la obtención, la estructura resultante, la dureza y solidificación. Durante el colado, los mismos pueden estar propensos, producto de las tensiones térmicas que se producen y al 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, con incremento de la economía y menos afectaciones al medio ambiente.

El **problema** a investigar:

La no caracterización de la modificación de las propiedades físicas metalúrgicas del acero al manganeso Hadfield empleados en martillos de trituradora de mineral laterítico, luego del proceso de obtención por fundición y sometido a tratamiento térmico.

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

Luego del proceso de fundición del acero al manganeso Hadfield donde se considera la temperatura de fusión, la de interfase, así como el contenido de los elementos aleantes y expuesto a tratamiento térmico, se puede establecer el comportamiento microestructural, la dureza y su solidificación por el MEF, y predecir si es posible emplearlo en la fabricación de martillos para trituradoras de mineral laterítico.

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

Establecer las modificaciones de las propiedades físicas metalúrgicas del acero al manganeso Hadfield luego del proceso de fundición y sometido a tratamiento térmico para ser empleado en martillos de trituradora de mineral laterítico.

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

Campo de acción: microestructura, dureza y solidificación del acero al manganeso Hadfield obtenido por fundición y expuesto a tratamiento térmico.

Objetivos específicos:

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

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

1. Búsqueda y análisis bibliográfico relacionada con el objeto de estudio.
2. Ejecución experimental para la determinación de la influencia del proceso de colada y del tratamiento térmico en el acero al manganeso Hadfield para ser empleado en martillos de trituradora de mineral laterítico.
3. Análisis de los efectos de las variables empleadas para determinar la influencia del proceso de fundición, de tratamiento térmico y solidificación en el acero al manganeso Hadfield para ser empleado en martillos de trituradora de mineral laterítico.
4. Fundamentación relacionada con el comportamiento de la microestructura, la dureza y solidificación obtenida en el acero al manganeso Hadfield luego de los procesos de fundición, del tratamiento térmico y del método de los elementos finitos.
5. Planteamiento del efecto económico y medio ambiental de los procesos de fundición y de los tratamientos térmicos.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

La ciencia e ingeniería de los materiales ha evolucionado 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 capítulo tiene como objetivo establecer el comportamiento del acero al manganeso Hadfield para ser empleado en condiciones de elemento moledor y expuesto al fenómeno de desgaste, así como su microestructura bajo condición de fundición y de tratamiento térmico.

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 (Araque y Olaya, 2010).

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 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 un reactor que está transformando partículas grandes a más pequeñas. Existen diferentes formas de aplicar fuerzas a las mismas 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 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). Se gasta aproximadamente el 50 % de la energía necesaria en la conminución de minerales metálicos e industriales (Jankovic *et al.*, 2010). Este consumo está determinado por las pérdidas de energía y el desgaste de los medios molidores. El desgaste por fricción genera considerables pérdidas de materiales, recursos, tiempo y cantidad de medios para su reparación, con la consiguiente disminución de la producción, así como en la elaboración o adquisición de nuevos elementos (Alcántara, 2011).

De acuerdo con Araque y Olaya (2010) el molino de martillos es una máquina destinada para procesos como trituración y molienda, considerado como de impacto o percusión, tienen la ventaja de ser capaz de procesar diferentes tipos de materiales, así como la producción de

partículas de diversos tamaños, sin embargo, uno de los principales inconvenientes que presenta es el desgaste, estimado como la capacidad máxima de trituración, al ser excedida causa un incremento mayor en el desgaste de estos 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 de los materiales para la fabricación de estos elementos debe ser precisa.

De acuerdo con Mesa y Sinatora (2003), el desgaste no solo provoca la pérdida de eficiencia de los equipos, sino también pérdidas económicas. Los daños ocasionados en piezas llevan al continuo recambio de partes de la maquinaria que provocan tiempos de parada y por tanto de la producción. Es por esto que el estudio del fenómeno, 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.

Según Hawk (1999), hay cuatro mecanismos de desgaste (figura 1.2): por adherencia, abrasión, corrosión y triboquímica de la reacción (la combinación de corrosión con otro mecanismo de desgaste). Relaciona 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 (Ochoa y Macías, 2006), aprecian el estudio de

los fenómenos 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.

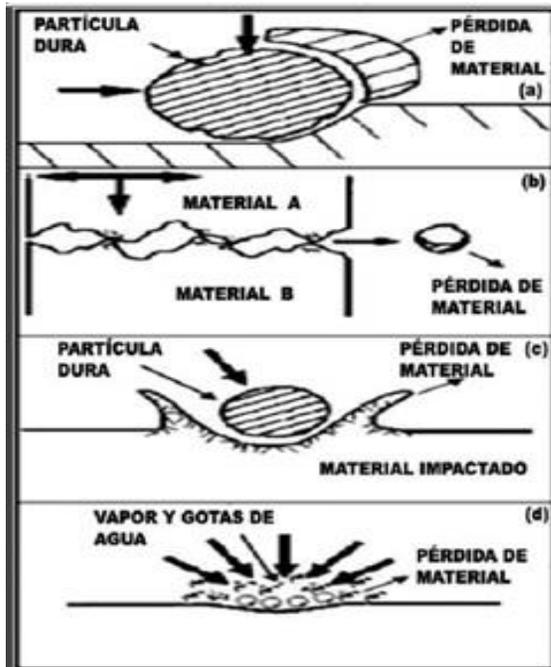


Figura 1.2. Tipos de desgaste: (a) abrasivo; (b) adhesivo; (c) erosivo d) cavitación.

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. 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° .

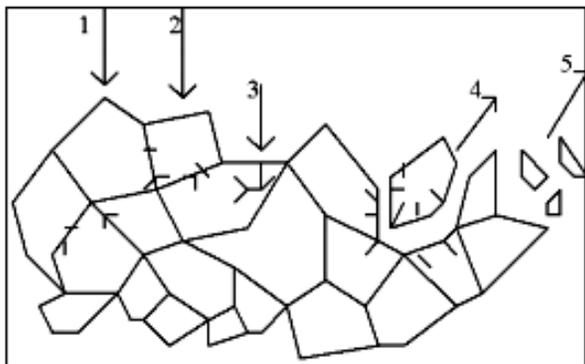


Figura 1.3. Mecanismo de desgaste. 1. Fatiga de la fase intergranular; 2. Microgrietas en el contorno de grano. 3. Inducción de microfisuras en el grano; 4. Desprendimiento del grano. 5. Desprendimiento de fragmentos de granos. Fuente: Hoppert (1989).

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).

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 ambiente.

El fenómeno del desgaste está ubicado según Archard (1953) en el quinto puesto de los mecanismos de degradación más importantes en los términos del costo 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 Hutchings (1992); Nam (1994); Raymond (1994); Márquez (2002), 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); Raymond (1994), en ambos casos coinciden en plantear que, si las partículas sólidas impacten 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.

Kragelski (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 por parte de Blau (1992); Tylczak (1992); Courtney (2000); Allen *et al.* (2001) que, el comportamiento ante el desgaste de los materiales está influenciado tanto por parámetros externos característicos al sistema (velocidad, tamaño y forma del material abrasivo, condiciones ambientales, condiciones de carga), así como por internos, que dependen de las características mecánicas de los constituyentes del tribosistema (microestructura, módulo de elasticidad, dureza y la tenacidad de fractura), sin embargo, la abrasión también depende del ángulo de impacto del abrasivo.

Se han venido desarrollando trabajos con el propósito de determinar las causas relacionadas con el desgaste abrasivos en los materiales, en los que se encuentra el 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 razones de deformación, considerando las condiciones de trabajo de los equipos.

En otra investigación de Zum-Gahr (1987), 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 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 principio de desgaste.

Igualmente, han sido 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, Wiederhon y Lawn (1979); 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; Wiederhon 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 y Ritter (1992) investigaron el efecto tanto de la dureza como de la tenacidad de fractura de la partícula sobre la tasa de abrasión. En el estudio se concluyó que, este parámetro es 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 son 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; 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

Dentro de las características refieren El-Bitar y El-Banna (2000) que, el acero austenítico al manganeso 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 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 al desgaste.

Los aceros austeníticos al manganeso (Mn), resistentes al desgaste, también referidos como Hadfield, han existidos por más de 100 años, más de 10 grados 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 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).

Refieren He *et al.* (2000) que, 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.

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 excesivos gradientes térmicos 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 sollicitaciones desgastan la capa superficial martensítica a la misma velocidad que se vaya formando esta, el desgaste es excesivo dada la baja dureza de la austenita. Por esta causa en utilidades 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 maquinarse 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 (Higuera-Cobos *et al.*, 2007).

1.4.1. Influencia de los elementos aleantes en el acero al manganeso Hadfield

Los elementos de aleación más frecuentes en los aceros Hadfield son cromo, molibdeno y níquel. La adición del níquel, en porcentajes de 2 a 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. En cuanto a la resistencia al desgaste también disminuye, al adicionarse níquel (Heredia, 2012). Según incrementa el contenido de carbono como se muestra en la figura 1.4, se hace más difícil su retención en solución, lo cual implica que la resistencia a tracción no aumente y la ductilidad disminuya.

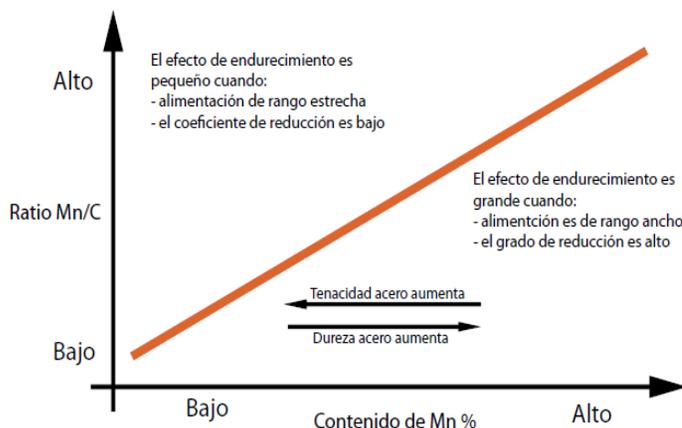


Figura 1.4. Áreas de utilización de diferentes grados de manganeso.

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 con algunas modificaciones en su composición que implican, fundamentalmente en el contenido de 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).

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-Cobos *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 es el silicio, donde 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 %, la resistencia mecánica disminuye bruscamente. Por otra parte, cuando el contenido es menor de 0,1 %, se empeora el proceso de moldeo (Higuera-Cobos *et al.*, 2007).

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 1050 °C), aumentan la resistencia al desgaste notablemente, por lo que este tipo de material se emplea 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-Suárez (2018) 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 al manganeso 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 no está definido. Doepken (1952); White *et al.* (1962) pensaban inicialmente que, el rápido endurecimiento del acero Hadfield surgía de una transformación inducida por la deformación de la 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 ocurría por la descarburación o la segregación local que llevaba a composiciones de austenita inestable. White *et al.* (1962); 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 variedad de tasas de deformación y temperaturas.

Lambakakhar y Yu (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 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 solo 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/m² a temperatura ambiente y contenido decreciente de carbono (Volosevich *et al.*, 1975). Este valor es más elevado que en metales fcc como Ag (16 mJ/m²)¹⁰ Au (32 mJ/m²)¹¹ y los aceros inoxidable austeníticos (~20 m J/ m²)¹² cuyas tasas de endurecimiento son menores que las del acero al manganeso Hadfield.

Varios autores en los que se encuentran Roberts (1964); White y Honeycombe (1962); 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); 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 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, Balluffi (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 volumétrica. La de inicio del flujo oscilante es alrededor de 0,6 a 0,7 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 *et al.* (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, esta 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 estas 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, 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 (Efstathiou 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 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 bifásicas, que estarán conformada de la manera siguiente $\alpha + \gamma$, $\alpha + M_3C$ y $\gamma + M_3C$ (Dumay, 2008).

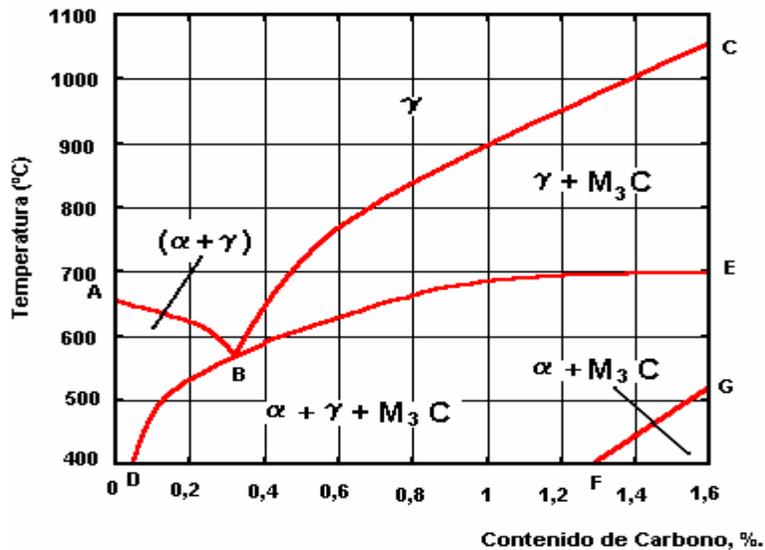


Figura 1.5. Corte transversal en el diagrama Fe - C - Mn para 13 % de manganeso. Fuente: ASM Metals Handbook (1992).

La fase α representa una solución sólida de manganeso y carbono en hierro α , mientras que la M_3C se corresponde con el carburo de manganeso y hierro. La letra M representa los elementos metálicos presentes en el compuesto, se puede plantear entonces 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 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 martensita frágil y dura. Esta estructura mixta de austenita con carburos y martensita, impediría al depósito del acero austenítico al manganeso resistir el desgaste combinado de altos impactos y abrasión. Autores como Lalonde (1998); Permana y Suratman (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 porcentaje de manganeso sobre el punto eutectoide en el diagrama Fe-C. El Mn es un elemento que expande la zona austenita hasta temperatura ambiente.

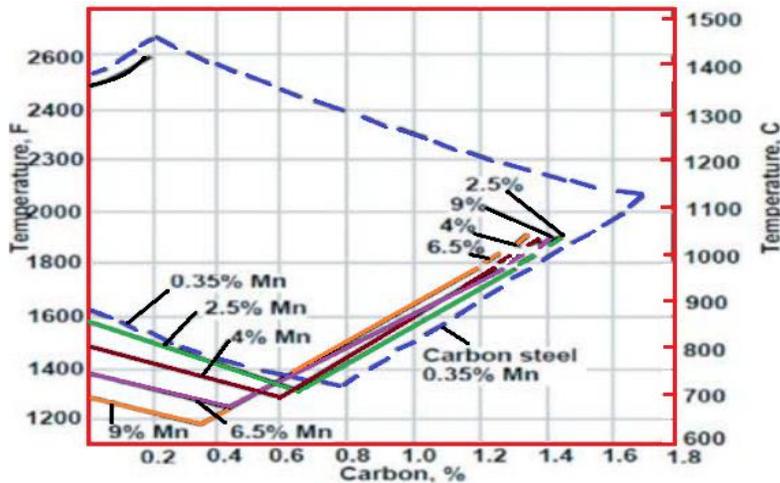


Figura 1.5. Efecto del porcentaje de manganeso sobre el punto eutectoide en el sistema Fe-Mn. Fuente: Llewellyn y Hudd (1998).

A bajos contenidos de Mn (2,5 %) la temperatura eutectoide se mantiene a 727 °C, pero este punto 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 hasta un 9 %, la temperatura eutectoide presenta una disminución de 727 a 650 °C, con lo cual lo hace el contenido de carbono de 0,77 a 0,35 %, aproximadamente, desplazando la zona perlítica a altas concentraciones de carbono (Idrissi, 2010).

Además, se crea una zona metaestable entre 698 y 500 °C y de 0,08 a 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) experimentó 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 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. Tratamiento térmico del acero al manganeso Hadfield

Es un proceso que se le realiza a un material para cambiar su estructura cristalina por medio de calentamiento y enfriamiento con el fin de modificar sus propiedades mecánicas para formar martensita a una mayor profundidad con el fin de evitar la presencia de otros elementos de transformación. Cabe destacar que hay varias clases de tratamientos que se pueden aplicar a los materiales (templado, revenido) según su necesidad (Allain, 2004).

El tratamiento de temple permite modificar la fase austenítica a fase martensítica de un acero al manganeso con el fin de ganar nuevas propiedades mecánicas. El proceso es el calentamiento del material a una temperatura crítica, durante un tiempo determinado para poder formar austenita (Higuera-Cobos *et al.*, 2010). Luego el acero es enfriado en agua la cual está a temperatura ambiente con el fin de hacer un cambio de fase de austenita a martensita, permitiendo aumentar la dureza considerablemente con la transformación de fase.

En el trabajo de Higuera-Cobos *et al.* (2009) evaluaron los cambios microestructurales en aceros austeníticos al manganeso con 9 y 13 % Mn en presencia de cromo (1,4 – 2,0 %). Se calculó el ciclo térmico de temple y revenido sobre la estabilidad de la fase austenita y la presencia de compuestos de segunda fase como carburos de hierro y cromo del tipo $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ y $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$. La temperatura de austenización fue de 1 050 °C, con un tiempo de sostenimiento de 1 hora y el medio de enfriamiento agua. Los tratamientos de revenido se efectuaron en un rango de 200 a 800 °C con intervalos de 200 °C y tiempo de permanencia de 2 horas. Para este análisis el material se sometió a pruebas de caracterización tales como: microscopía electrónica de barrido (SEM-EDS), espectrometría de emisión óptica y difracción de rayos X, en estado de suministro y bonificado.

En la aleación 1 el porcentaje de cromo y manganeso se incrementó en el límite de grano, pasando de 3,05 a 4,19 % Cr y de ~ 13 a 18 % Mn, indicando posiblemente la presencia de un compuesto (Fe, Cr, Mn), presumiblemente el (Fe, Cr, Mn)₃C. En la aleación 2, se presentó un decrecimiento en el porcentaje de manganeso en el límite de grano austenítico y un incremento en el de cromo en algunas zonas del material, pasando de ~ 2 a ~ 9 % Cr, lo cual favoreció la formación de carburos del tipo (Fe, Cr)₇C₃. Estos fenómenos de segregación de manganeso y cromo hacia el límite de grano favorecen la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, fenómeno indeseable en este tipo de materiales.

Del Río-López (2016) desarrolló su trabajo en un acero Hadfield de contenido medio en manganeso, se evaluó la microestructura de este material frente a la temperatura y además su dureza al ser sometido al tratamiento térmico de recocido con temperaturas entre 100 y 900 °C. Observaron que, al elevar la temperatura de trabajo por encima de los 100 °C el material sufre un desgaste acelerado debido a los carburos. Para el ensayo se realizó un hipertemple a 1 100 °C con un tiempo de permanencia de 2 horas y enfriado al aire y posterior a esto siguió el recocido, las probetas fueron atacadas con nital al 3 % y los tiempos de ataque fueron cortos. Las coladas utilizadas fueron 10, con porcentajes de manganeso variables. Como resultado se observa que, todas ellas presentaron un ligero endurecimiento en el tratamiento de 100 a 150 °C las cuales fueron la 1 y 2 que obtuvieron una mayor dureza.

Arriaga (2009) refiere que, los aceros Hadfield presentan gran tenacidad, es no magnético y se debe tener en cuenta la combinación de aleantes a la hora de querer diseñar piezas de gran tamaño. Al realiza un temple en agua se gana una buena resistencia a la tensión y una alta tenacidad y se deben a la homogenización de su estructura austenítica. La formación de carburos depende del porcentaje de carbono y la temperatura y estas son directamente proporcionales, el punto de fusión es de 1 400 °C. Las probetas fueron estudiadas mediante SEM y el ensayo de dureza (Vickers).

En este estudio se seleccionaron seis probetas las cuales fueron expuestas en un horno a temperatura de 1 060 °C durante una hora y enfriadas en agua, luego se procedió a medir su deformación por el cambio brusco de temperatura. En la microestructura se obtuvo como resultado carburos en los límites de grano, así como la presencia de poros y una ruptura intercrystalina que pudo estar asociado a dichos poros, finalmente se pudo concluir que, el acero de alto contenido de manganeso y de carbono aumentó su dureza con la deformación.

Higuera-Cobos *et al.* (2009) realizaron un tratamiento térmico a una temperatura de 1 065 °C y enfriado en agua con la aplicación de un ataque químico de picral, obtuvo como resultado la pérdida de carbono y de manganeso, estos factores al ser eliminados por este proceso, sus propiedades mecánicas como la resistencia al desgaste y al impacto disminuyen, haciendo que el material no pueda ser utilizado con una alta aplicabilidad en la industria.

Heredia (2012) realizó la fundición de diferentes probetas de aceros Hadfield de contenido 12 % de manganeso (seis en total) para la ejecución de tratamientos térmicos a temperaturas de austenización a 1 050 °C con un tiempo de dos horas y enfriado en agua no superior a los 22 °C. La evaluación estaba orientada al análisis de la influencia de calor en el equilibrio de la fase austenítica, las pruebas de dureza las realizaron aplicando la norma ASTM 128 grado E-1 en estado temple con una variación de temperatura desde los 100 °C hasta los 500 °C, obtuvo como resultado que, esta propiedad a estas temperaturas mantiene sus propiedades de auto endurecimiento al ser deformados en la superficie.

Existen investigaciones que han estudiado los efectos de la aplicación de tratamientos térmicos en aceros al manganeso. Adler *et al.* (1986) analizaron los efectos de la aplicación de temple en salmuera con hielo a partir de 1 100 °C en un acero con 1,13 % de carbono y 11,4 % de manganeso. Los resultados demostraron el incremento de la resistencia a la fluencia del material atribuidos al envejecimiento artificial y la precipitación de carburos.

Dastur y Leslie (1981) estudiaron la influencia de la aplicación de temple en agua para un acero con 1,18% carbono y 12,9 % de manganeso desde una temperatura de austenización de 1 180 °C en una atmosfera de argón. Los resultados demostraron el incremento de la dureza y resistencia del material debido a la formación de una pseudo-fase con propiedades similares a martensita BCT (*body centered tetragonal*).

1.7. Fundamentos del método de los elementos finitos

Los procesos de fundición son utilizados para producir componentes metálicos, en varios sectores industriales, se han dedicado investigaciones al desarrollo de procesos para la producción de artículos de fundición de alta calidad a bajo costo, la demanda de piezas fundidas obliga a tener un mejor conocimiento de los fenómenos físicos que ocurren en las diferentes etapas (Ik-Tae *et al.*, 2001), para esto la simulación numérica provee un medio eficaz de análisis, ofreciendo una visión detallada del flujo del fluido dentro de la cavidad del molde, la transferencia de calor y la solidificación (Murcia *et al.*, 2011).

La utilización de los softwares de elementos finitos requiere dominio del programa a emplear, sin embargo, la obtención de resultados es representativa de los modelos reales, siendo necesario su utilización mediante analistas conocedores de este método de cálculo. Para evitar altos costos se utilizan los programas de modelado y simulación en 3D debido a su fiabilidad y precisión a la hora de simular los procesos a los que están sometidas las piezas reales, evitando así la realización de una gran cantidad de ensayos destructivos (Robert y Cook, 2002).

Gawronska *et al.* (2016) efectuó un estudio con el empleo de un software basado en diferencias finitas para realizar los cálculos de transferencia de calor, combinado con un seguimiento de los cambios volumétricos en el metal, para predecir las variaciones de temperatura y volumen en el material al ser vaciado en el molde, solidificado y enfriado, de donde pudo obtener información como temperaturas, densidad del material en todos los puntos de la pieza, tiempo de solidificación para evaluar la calidad del diseño de la pieza.

Dardati *et al.* (2009) manifiestan que, los softwares especializados en dinámica computacional de fluidos usan la ecuación de Navier-Stokes en la que describe el movimiento de los fluidos tanto líquidos como gaseosos. Esta ecuación establece que los cambios en el momentum o cantidad de movimiento para volúmenes infinitesimales del fluido son simplemente la suma de las fuerzas viscosas de disipación, similar a la de fricción, los cambios en la presión, gravedad y otras fuerzas, actuando dentro del fluido, como una aplicación de la segunda ley de Newton.

El resultado del proceso de simulación ayuda a diseñar las piezas fundidas de manera efectiva mediante la identificación de las ubicaciones de los defectos a partir de las características geométricas de los componentes (Jabbari y Hosseinzadeh, 2013). Sin embargo, puesto que el método de elementos finitos es una técnica numérica que convierte el dominio de una estructura en valores discretizados, los errores son inevitables, por lo tanto, estos errores son:

Errores computacionales debido a errores de redondeo que provienen del cálculo de punto flotante de la computadora y de las formulaciones de los esquemas de integración numérica que se utiliza (Budynas y Nisbett, 2008) y de conversión discreta el cual se refiere a los que existen al igualar la geometría y distribución del desplazamiento (Budynas y Nisbett, 2008).

1.8. 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 ϵ , la cual introduce características de endurecimiento en frío, no obstante, también puede ser mejorada con tratamientos térmicos y garantizar incremento de la dureza para ser expuesto a condiciones de desgaste.

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 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 proceso de obtención por fundición y de tratamiento térmico del acero al manganeso del tipo Hadfield, así como las condiciones experimentales en las 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 que los mismos estuviesen limpios de grasa y suciedad y de tamaño tal que no dañasen el revestimiento del horno, por lo que se hizo necesario pesarlos, se realizó en una balanza digital de pesaje industrial.

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

Las probetas se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en un molde de arena previamente confeccionado a partir de una plantilla en la caja de molde. La mezcla autofraguante que se empleó es de fraguado en frío a base de resina furánica. Se utilizó plantillas sueltas sin sistema de alimentación, que son las recomendadas para fabricar una sola pieza o una serie de pequeñas cantidades; se obtienen probetas y a partir de ellas se elaboran las muestras para realizar los análisis propuestos. 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. Este desmoldeo se realizó de forma rápida con el objetivo de eliminar las tensiones que surgen durante esta operación, es necesario tender a obtener la mínima cantidad de tensiones en la pieza, las cuales son pocas a altas temperaturas al encontrarse las piezas en la zona de deformación plástica. Al disminuir la temperatura y la aleación pasa al estado elástico, estas 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 de contracción se suman a las térmicas, y producen lineales y elásticas en las partes gruesas. Las de fase aparecen en el momento de cambios alotrópicos o de fases, cuando la nueva y la anterior se diferencian en volumen específico a la temperatura de deformación elástica. Luego se realizó las limpiezas, eliminando las mazarotas y los bebederos, se utilizó la máquina granalladora V + S - Funker, tipo FBS 2,2 x 2,7 x 3,30 m.

2.2.2. Martillos obtenidos por el proceso de fundición

Las piezas obtenidas por fundición, como se muestra en la figura 2.1 se corresponden con los martillos que se utilizarán en las máquinas trituradoras de mineral.



Figura 2.1. Muestras obtenidas por fundición

Se seleccionaron 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 encuentra sometido. De acuerdo al principio de funcionamiento, la principal fuerza presente en el sistema, es la centrífuga, la cual está en función de la velocidad angular y el radio de giro, el sistema de transmisión de potencia y la dureza del mineral laterítico.

La falla más relevante del sistema, se encuentra ubicada en los martillos, por efecto del desgaste severo debido al permanente contacto (metal - abrasivo) lo cual trae consigo que los mismos se acorten con la disminución del 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.

2.2.3. Composición química estándar del acero al manganeso Hadfield

En la tabla 2.3 se muestra la composición química estándar del acero Hadfield, editada según la norma ASTM A 128 de la ASM *Steel Castings Handbook* 1995, clasificación para estos tipos de aceros en condiciones fundidas.

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

Acero	Contenido	C	Mn	Si	P	Fe
Hadfield	Mín.	1,12	11,5	----	----	Resto
	Máx.	1,28	14,0	1,00	0,07	

Por 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 las inferiores a 0 °C, provocado por los efectos de estos elementos en la temperatura martensita

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 al desgaste el secundario, entonces 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 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. Las superficies preparadas fueron plana y pulidas, 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 el pulido para la obtención en ellas de 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. La 2.2a se corresponde con las muestras obtenidas del proceso de fundición y la 2.2b las del tratamiento térmico.

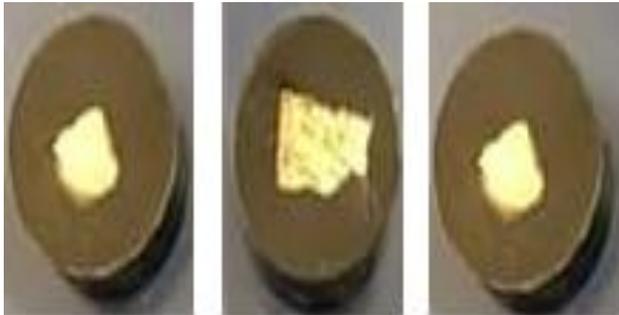


Figura 2.2a. Muestras fundidas.



Figura 2.2b. Muestra con tratamiento.

Se seleccionaron tres muestras fundidas para realizar el análisis microestructural a las mismas y determinar los cambios que se originan luego de realizado este proceso, para el tratamiento térmico fueron seleccionadas la misma cantidad. Este procedimiento se consideró según lo referido por González-Castellanos (2000); Zlokarnik (2002), el cual se realiza, cuando la población seleccionada, representa el 30 % o un por ciento superior con respecto al total de las muestras estudiadas.

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. 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 mismos 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 solo 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 se procedió al pulido, donde la superficie desbastada hasta el grano más fino y limpia, se pasó por paños impregnados en abrasivo, para el primero se utilizó el fieltro y el segundo la pasta GOI. 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 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 se logró la revelación de la estructura. El tiempo de ataque fue de 30 segundos, después se lavó con abundante agua, se secó con alcohol absoluto y luego al aire.

2.5.3. Comportamiento microestructural del acero al manganeso Hadfield

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 y del tratamiento térmico.

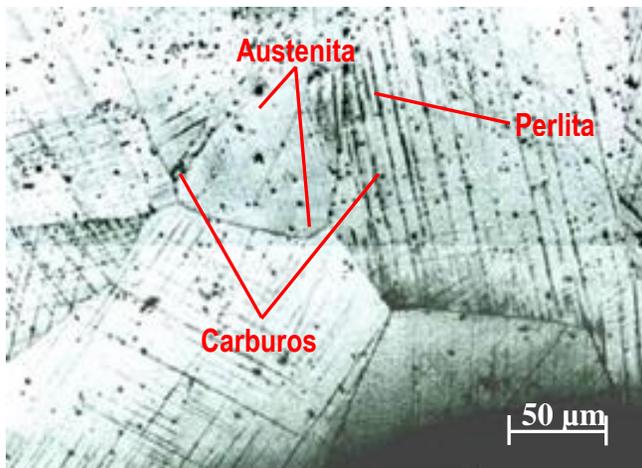


Figura 2.3. Estructura metalográfica del acero Hadfield. Fuente: ASTM A 128 (1998).

La microestructura se corresponde con la del acero Hadfield, compuesta por austenita y presencia de carburos, presumiblemente del tipo $(Fe, Cr, Mn)_3C$ y $(Fe, Cr)_7C_3$, 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 Ac1. 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 de la Universidad de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.

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).

Para la medición de la dureza se utilizó un microdurómetro modelo PMT - 3 No 168 que tiene acoplado un objetivo acromático, con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°. Se consideró los procedimientos de la norma NC 10 - 56: 86. 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. 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.

Las superficies de las probetas se prepararon en la misma condición que para el análisis microestructural, desbaste y pulido, se efectuaron tres mediciones 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 _B	HV1 _{CB}	-
2	HV2 _B	HV2 _B	HV2 _{CB}	-
3	HV3 _B	HV3 _B	HV3 _{CB}	-

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

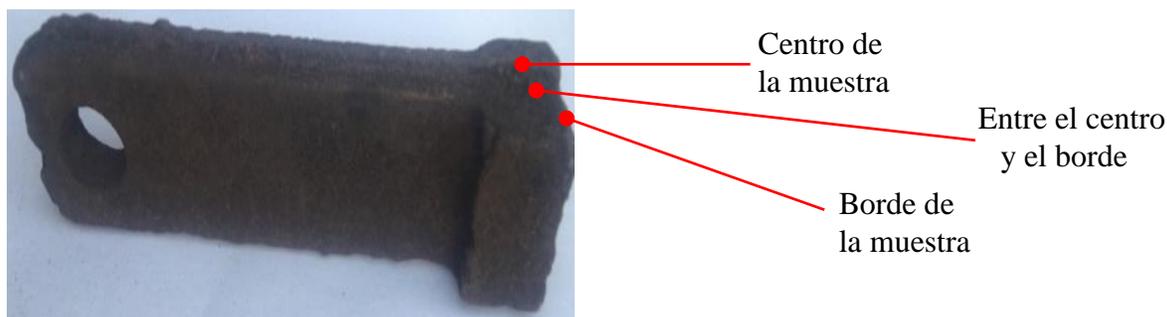


Figura 2.4. Zonas para la medición de dureza y microestructural.

Se realizó un barrido en toda la superficie con el objetivo de analizar la dureza y las microestructuras presentes. También se determinó en las muestras tratadas térmicamente. En la tabla 2.5 se muestra los parámetros considerados para la determinación de las mismas.

Tabla 2.5. Parámetros considerados

No	Condición	Temperatura de TT (°C)	Etapas	Microestructura	HV
1	Establecida por norma	----	----	----	179
2	Bruto de colada	----	----	----	----
3	Bruto de colada	----	----	----	----
4	Bruto de colada	----	----	----	----
5	Austenizado	1 050	1	----	----
6	Austenizado	1 050	1	----	----
7	Austenizado	1 050	1	----	----

Para establecer criterios de comparación se consideró 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.

Para el análisis de las imágenes se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB, como se muestra en la figura 2.5. 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.

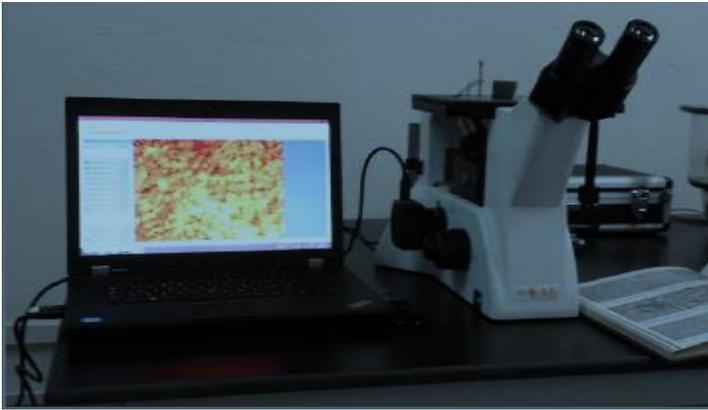


Figura 2.5. Microscopio óptico reflexivo.

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 fundidas y tratadas térmicamente.

2.5.5. Obtención del porcentaje de microconstituyentes

Se determinó en el microscopio reflexivo que, 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 2.6 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.6. 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 en las diferentes zonas analizadas, las cuales a su vez se puede estimar la dureza en las mismas.

2.6. Horno empleado para el tratamiento térmico

El horno es de mufla donde se puede obtener elevadas temperaturas y se emplea para calentar materiales que son sometidos a distintos procesos de tratamiento térmico con temperatura máxima de + 1 100 °C, se encuentra ubicado en el laboratorio de química de la Universidad de Moa. Es eléctrico con aplicaciones de procesos de incineración, secado, disgregación, recocido. En ellos se calientan las piezas por acción directa o indirecta del flujo eléctrico, para el calentamiento se debe tener en cuenta el tamaño, la forma y la temperatura de la probeta. En la figura 2.6 se muestra dicho horno.



Figura 2.6. Horno de mufla.

Las características fundamentales del mismo es que, tiene un recinto interior compuesto por placas de refractario ligero de alta calidad, de gran contenido en alúmina y exentas de amianto y óxido de hierro. Elementos calefactores distribuidos uniformemente con hilo especial de elevado punto de fusión y recocido por alta frecuencia asegurando una duración

excepcionalmente larga. Excelente aislamiento térmico de fibrocerámica de baja densidad y conductividad térmica. Consumo reducido a máximo rendimiento.

2.7. 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 XVI.II, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. La tabla 2.7 muestra la matriz de planificación de experimentos para evaluar el comportamiento de la dureza con respecto al tratamiento térmico aplicado a las muestras.

Tabla 2.7. Planificación de experimentos para tratamiento térmico vs dureza

No	D	Dureza longitudinal				Dureza transversal			
		HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0	0	HV1 ₀	HV2 ₀	HV3 ₀	HVP ₀	HV1 ₀	HV2 ₀	HV3 ₀	HVP ₀
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 2.7 se muestra el barrido de dureza longitudinal y transversal realizado a las muestras para determinar el comportamiento de las durezas.



Figura 2.7. Barrido de dureza longitudinal

Variable distancia: se seleccionó, 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, 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 los martillos.

2.7.1. 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 (Hernández *et al.*, 2015). La regresión del diseño de experimentos se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X1} + b_{2X2} + b_{12X12} \quad (2.4)$$

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.

2.7.2. Cálculo de la varianza

Hernández *et al.* (2015) 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:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_0 - K_0 - 1} \quad (2.6)$$

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

Por la ecuación 2.7 se calculó el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se comparó 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, permitieran una alta precisión con pocas posibilidades de que se introdujeran errores sistemáticos, lo cual implicaba el número mínimo de réplicas que garantizara la confiabilidad de los resultados.

2.8. Modelación por el método de los elementos finitos

Para la modelización con el método de los elementos finitos se empleó el software PROCAST. El programa facilitó la simulación de los tratamientos de temperaturas al construir, a partir de los datos del martillo de la trituradora, un modelo numérico (malla y cargas). Entre sus características están:

- ✚ Permite elegir entre un proceso estacionario o uno transitorio,
- ✚ Da la posibilidad de trabajar con tres tipos de geometrías (ortoédrica, un arco de cilindro o un cilindro completo) y de seleccionar las dimensiones y distribución de la malla.
- ✚ Permite reducir el tamaño del archivo de salida eligiendo los nodos de los que se guardará su historia térmica.

2.8.1. Mallado del modelo

El mallado es un paso crucial en el análisis de diseño, a razón de que es uno de los factores primordiales de los que dependen los resultados finales que se obtendrán. Inicialmente el software estima un tamaño de elemento global para el modelo y considera su volumen, área de superficie y detalles geométricos. Inicialmente el software estima un tamaño de elemento global para el modelo y tiene en cuenta su volumen, área de superficie y detalles geométricos. El tamaño de malla generada (número de nodos y elementos) dependió de la geometría y las cotas del modelo, el tamaño del elemento, la tolerancia y el control de la malla y las especificaciones de contacto. La figura 2.8 se corresponde con el mallado.

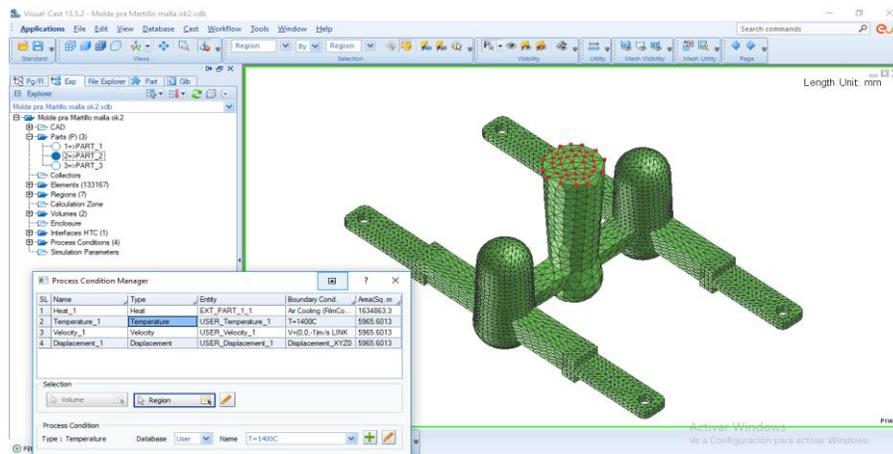


Figura 2.8. Modelo mallado.

Con el software, se realizó un mallado más fino en las zonas de interés, es decir en aquellas donde el gradiente de temperatura es mayor, la mazarota, el tragadero y los canales de alimentación por las pérdidas hidráulicas, lo que permitió una mayor definición y detalle. Se tuvo en cuenta estas partes del modelo, si se tiene en cuenta que, la mazarota debe garantizar el llenado total de la pieza antes que ocurra la contracción, el tragadero capaz de asumir el metal líquido vertido y en el canal, el flujo del fluido.

Se retículo una geometría tetraédrica con malla triangular de 4 milímetro de arista. Como malla adaptativa se emplearon diez celdas de 0,2 mm en la dirección del eje Z (paralelo al haz) y para el resto se emplearon elementos de 2 mm de altura. Esta región más densamente discretizada fue desplazándose en Z, desde las proximidades de la superficie hasta los 1,5 mm de profundidad. El mallado se estructuró con 28 041 nodos y 133 167 elementos. El uso de una malla de estas características no afecta a la precisión del resultado, pero produce un ahorro significativo de tiempo y memoria en la ejecución de la simulación.

2.8.2. Condiciones de frontera

Definir las restricciones es tan importante como las cargas, donde se tuvo en cuenta que las presentes es la temperatura, por lo tanto se definen las restricciones, donde se debe suprimir el movimiento en las direcciones “X”, temperatura en la mazarota, “Y”, dirección saliente del tragadero del molde y “Z”, dirección paralela a la longitud del canal de alimentación, se consideró el molde de forma estática, lo que se conoce como embridar la pieza a fundir. En la figura 2.9 se muestra las condiciones de fronteras para la fundición.

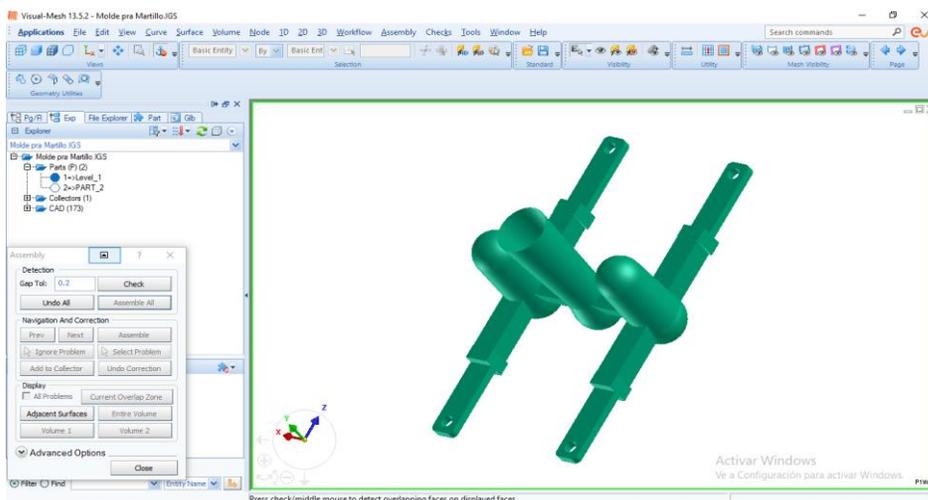


Figura 2.9. Condiciones de fronteras.

En las condiciones de fronteras se consideró una velocidad de vertido de 0,1 m/s. Con el software se dividió el sistema de colada en 4 partes, 2 de ellas son los canales de alimentación con el tragadero, las mazarotas y las piezas, todas ellas en su conjunto ubicadas en el molde.

Para cada parte de la colada se definió su temperatura inicial, para el molde la temperatura ambiente (en el taller 32 °C), mientras que el metal está a 1 550 °C en la olla. Se especificó el tipo de llenado por gravedad y el tiempo en que el metal llenó el molde y tardo aproximadamente 40 segundos, con un enfriamiento al aire.

El inconveniente en la simulación de la transferencia de calor en el metal fundido está relacionado con el cambio de fase. Al considerar la solidificación de una aleación, hay tres regiones distintas: una del sólido, una totalmente líquida, y una blanda que consiste en líquido disperso entre las dendritas sólidas. Para modelar este cambio de fase se requiere una imposición de condiciones de frontera. Normalmente, esto podría lograrse con un elemento finito que se transforma para ajustarse a la interfase. Para ello se consideró como condiciones de fronteras: la transferencia de calor por convección y por radiación.

✚ Transferencia de calor por convección

La ley de enfriamiento de Newton establece que la tasa de transferencia de calor que abandona una superficie a una temperatura T_s para pasar a un fluido del entorno a una temperatura T_f se establece por la ecuación de acuerdo con Holman (2006):

$$Q_{conv} = hA(T_s - T_f) \quad (2.8)$$

Donde h es el coeficiente de transferencia de calor ($\text{W}/\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C}$), que es una correlación simplificada entre el estado del fluido y las condiciones de flujo, por lo que generalmente se le conoce como una propiedad de flujo.

En general el cálculo de h resulta complicado de realizar ya que depende de diferentes factores como son: composición del fluido, temperaturas del fluido y la superficie, geometría de la superficie del sólido y la hidrodinámica del movimiento del fluido a lo largo de la superficie.

Todas las propiedades se evalúan a la temperatura media de película y se calcula como:

$$T_{media} = \frac{T_s + T_f}{2} \quad (2.9)$$

La temperatura ambiente utilizada para calcular las temperaturas medias es 34°C .

✚ Transferencia de calor por radiación

La ley de transferencia de calor por radiación viene dada por la ley de Stefan-Boltzman modificada y se determina según Holman (2006) como:

$$Q_{radiación} = \varepsilon \sigma A (T_s^4 - T_a^4) \quad (2.10)$$

Donde ε es la emisividad de la superficie radiante que se define como la razón entre la potencia de emisión de la superficie y la de emisión de un cuerpo negro a la misma temperatura. A los materiales se les asigna un valor de emisividad que varía entre 0 y 1,0. Un cuerpo negro, tiene una emisividad de 1,0 y un reflector perfecto tiene una de 0.

Una vez que esto ha sido determinado, es necesario tener consideración del calor latente perdido durante la solidificación. Esto puede hacerse de varias formas: el término fuente puede agregarse a la ecuación de energía; el calor específico puede modificarse; o puede adoptarse la formulación de la entalpía (sensible enthalpy formulation).

2.9. Conclusiones del capítulo

- ✚ Se caracterizaron los materiales a emplear para el proceso de fundición del acero al manganeso Hadfield, donde se realizó el control de la carga metálica, y se garantizó que estuviesen limpios de grasa y suciedad para evitar los defectos de la fundición.
- ✚ Se estableció el procedimiento a considerar para determinar la dureza, tanto longitudinal, como transversal del martillo fabricado del acero al manganeso Hadfield, donde se tuvo en cuenta las dimensiones que presenta el mismo luego del proceso de fundición.
- ✚ Para determinar el proceso de solidificación del acero al manganeso Hadfield se consideró el método de los elementos finitos, para ello se realizó el mallado del modelo con el empleo de una malla fina con geometría tetraédrica con malla triangular y en las condiciones de fronteras, la transferencia de calor por convección y por radiación.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 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 misma es 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 y tratado térmicamente para ser empleado a condiciones de impacto y desgaste.

3.2. Análisis de la composición química

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 3.1 se muestra la composición química resultante.

Tabla 3.1. Composición química real del acero al manganeso Hadfield, % en masa

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

Según la composición se trata de un acero Hadfield grado B2 de las normas A 128/A 128M-93 (1998). Esta composición, 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. Es hipereutectoide altamente aleado, donde los elementos obtenidos se encuentran entre los límites establecidos y aportan propiedades específicas al material. El manganeso (11,85 %) conjuntamente con el carbono (1,08 %), incrementarán la resistencia mecánica, particularmente a la tracción y la elongación relativa, a la abrasión y la capacidad de endurecimiento por golpeo, según lo reportado por Caraballo (2004).

El silicio, facilita el tratamiento térmico y la posibilidad de endurecerlos mediante la formación de carburos precipitados en la matriz austenítica, según Qian y Zhang (2011). Por

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

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

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

Se realizó el análisis microestructural a los martillos fabricados de acero al manganeso Hadfield en bruto de colada, para ello se consideró dos secciones del mismo. El primero fue en la longitud (parte estrecha), para ello se escogieron tres muestras del total de nueve procesadas. En la figura 3.1 se muestran los resultados obtenidos.

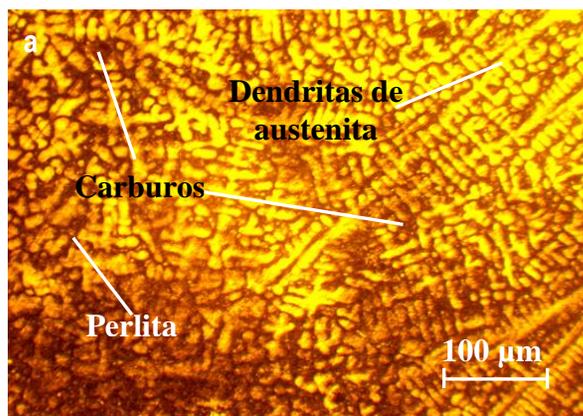


Figura 3.1a. Muestra 1.

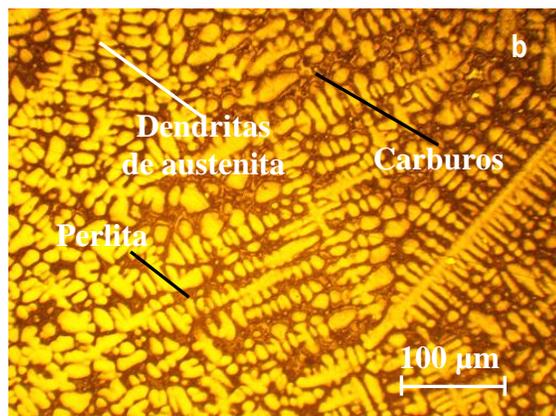


Figura 3.1b. Muestra 2.

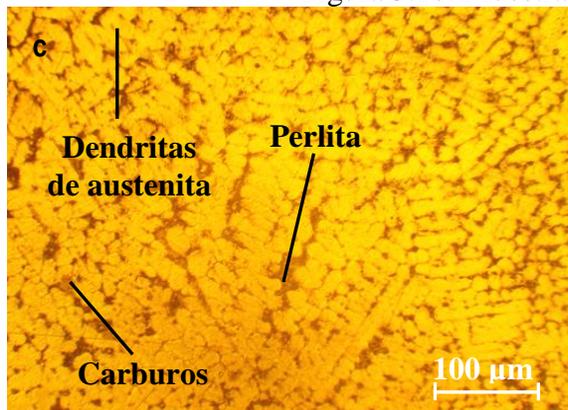


Figura 3.1c. Muestra 3.

Al analizar las tres muestras, se observa que, 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 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 de Rodríguez-Suárez *et al.* (2018).

En las tres se observan granos dendríticos alargados en diferentes direcciones. Debido a las dendritas que se produce en el acero al manganeso Hadfield fundido en el momento de la solidificación, estas no permiten que haya una alimentación del líquido. 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 Aribo (2010); Rodríguez-Suarez *et al.* (2018).

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, y así sucesivamente. De cada sólida nace un frente de dendritas que hacen progresar la solidificación, criterio expuesto por Aribo (2010).

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. En la figura 3.2 se muestran los resultados obtenidos.

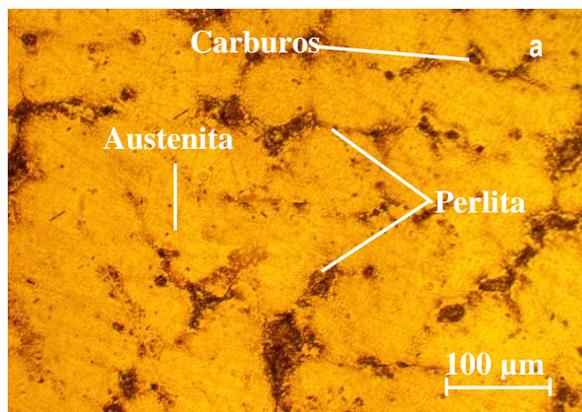


Figura 3.2a. Muestra 1 (centro).

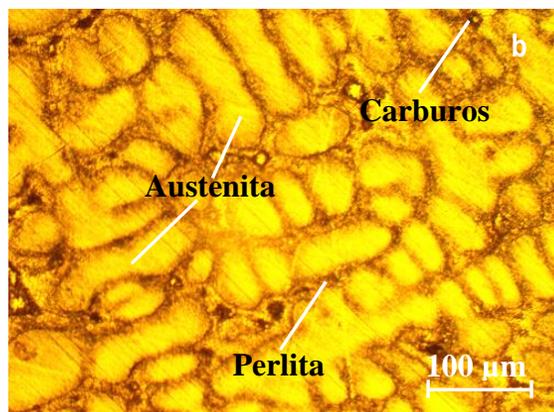


Figura 3.2b. Muestra 2 (borde).

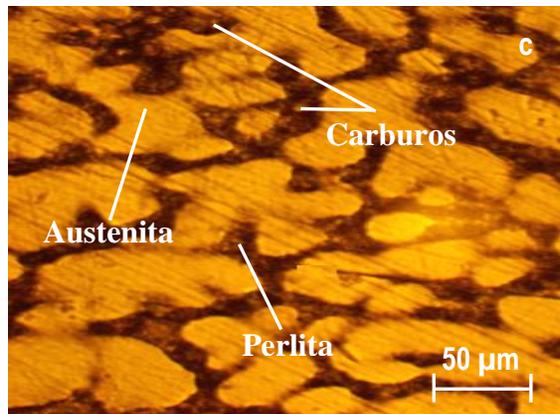


Figura 3.2c. Muestra 3 (entre centro y el borde).

En las microestructuras del área analizada se puede observar que, 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 a la del azufre. Al existir una cantidad mayor de este elemento 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 Guzmán *et al.* (2020).

3.4. Comportamiento del tratamiento térmico

Las piezas fundidas deben tener un tratamiento térmico adecuado para lograr la resistencia y ductilidad requeridas. Este consiste de calentar uniformemente hasta una temperatura aplicable al grado de acero producido, de por lo menos 1 000 °C, durante un tiempo, luego enfriarlo súbitamente en agua. La dureza inicial está entre 200 y 230 HBN. La relativamente alta temperatura de austenización conduce a la descarburación superficial marcada por los gases del horno y a una cierta pérdida de manganeso. La superficie descarburada se puede extender hasta 3,2 mm a lo largo de la superficie de colada. Así, la estructura puede parecer

martensítica algunas veces y usualmente mostrar propiedades menos deseables que otro metal subyacente. Esta característica no es significativa en partes sujetas a abrasión, como las usadas en trituración, ya que en esta aplicación la superficie es removida por desgaste. El ciclo de tratamiento aplicado al acero Hadfield se muestra en la figura 3.3, luego del cual se analizará el comportamiento microestructural que se obtiene.

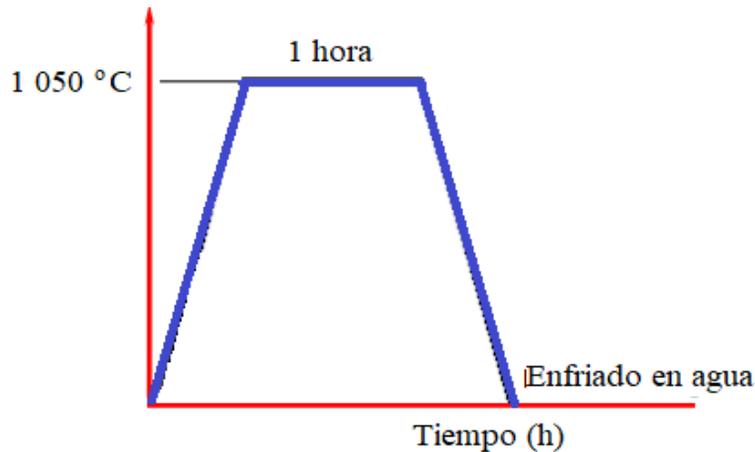


Figura 3.3. Ciclo de tratamiento térmico aplicado al acero Hadfield.

El ciclo se aplicó a 1 050 °C, con un tiempo de una hora, luego las muestras fueron enfriadas al agua, el objetivo es que, con el mismo, este permite modificar la fase austenítica a fase martensítica del acero al manganeso con el fin de obtener nuevas propiedades mecánicas. El proceso es el calentamiento del material a temperatura crítica de 1 050 °C, durante un tiempo determinado de una hora para poder formar austenita, luego el acero es enfriado en agua a temperatura ambiente para realizar un cambio de fase de austenita a martensita, permitiendo aumentar la dureza considerablemente con la transformación de fase, criterio que también coincide con lo reportado por Higuera-Cobos (2010).

El tratamiento térmico con temperatura de austenizado más enfriamiento en el agua juega un papel importante en la ubicación de los precipitados, tanto en el incremento de dureza como en la resistencia al desgaste. Estos precipitados deben estar compuestos principalmente de carbono y manganeso. Si estos se encuentran combinados en forma de carburos formarían compuestos muy duros que contribuirían a incrementar la dureza y resistencia al desgaste del material de acuerdo al criterio de Askeland y Wright (2016).

3.4.1. Microestructura del acero al manganeso Hadfield con tratamiento térmico

Luego del tratamiento térmico se analizó el comportamiento microestructural de las muestras tratadas. En la figura 3.4 se muestra los resultados obtenidos.

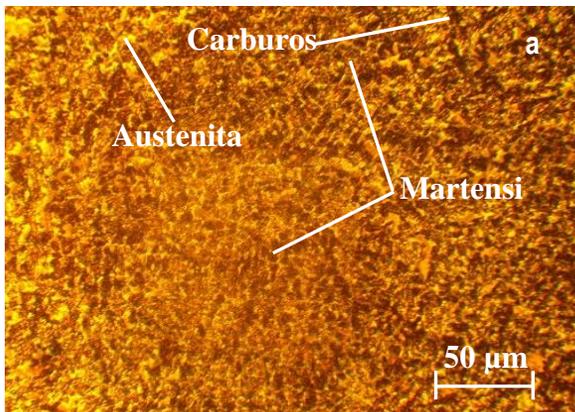


Figura 3.4a. Muestra 1.

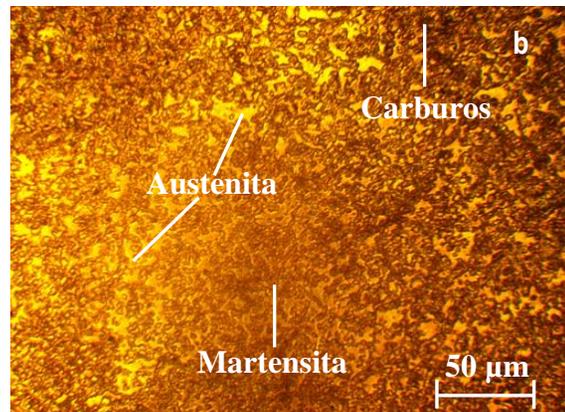


Figura 3.4b. Muestra 2.

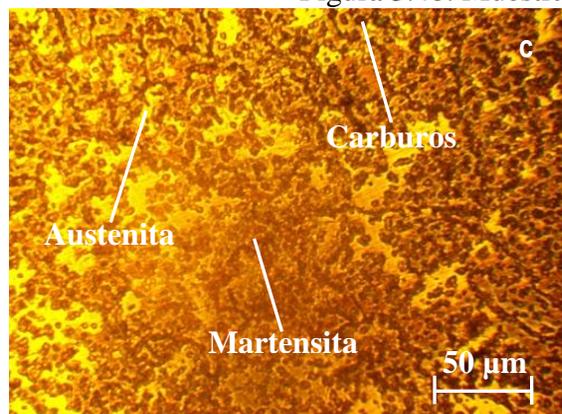


Figura 3.4c. Muestra 3.

En las microestructuras se puede observar el grano austenítico junto con la fase martensita, que se forma como consecuencia de la temperatura a la que se someten a las muestras. La austenita formada es del tipo retenida. Se puede observar la precipitación de pequeños carburos, distribuidos en grupos, en el borde de grano y en el interior del mismo, esto es atribuible al contenido en carbono que presenta el acero. La capa de martensita formada durante la deformación es el resultado de la descarburación de la austenita, según lo reporta la ASM (1998), esta martensita presente eleva la dureza en las muestras tratadas.

A la temperatura de tratamiento aplicada, la precipitación de carburos, puede empobrecer la austenita en carbono y elementos de aleación acondicionándola. Este acondicionamiento produce durante el enfriamiento martensita que eleva su dureza y fragilizan el acero. Ha sido planteado por Sarafoglou y Tzini (2015) es máximo alrededor de los 600 a 750 °C, donde vuelve a formarse lagunas de austenita retenida en los espacios interdendríticos.

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 Mn es contraria al S. 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 Guzmán *et al.* (2020).

3.5. Por ciento de microconstituyentes en las muestras fundidas y tratadas

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.

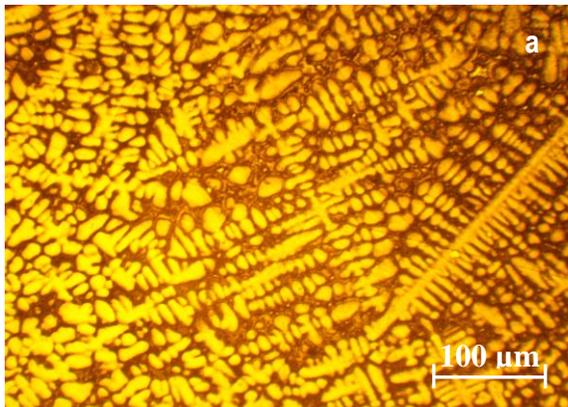


Figura 3.3a. Muestra área estrecha sin TT.

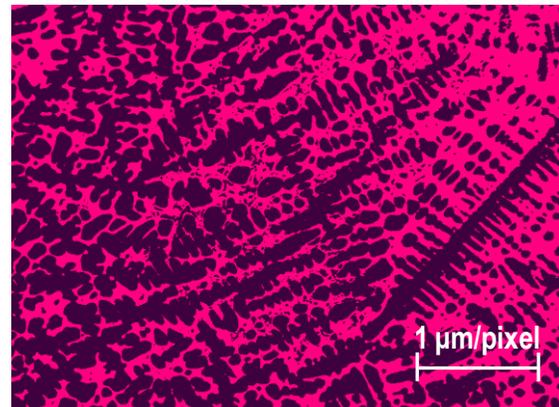


Figura 3.3c. Microconstituyentes.

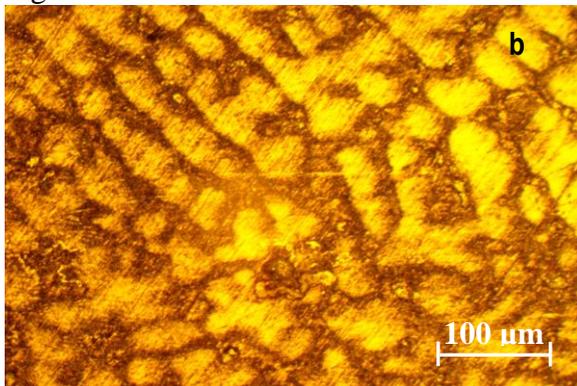


Figura 3.3b. Muestra de golpeo con TT.

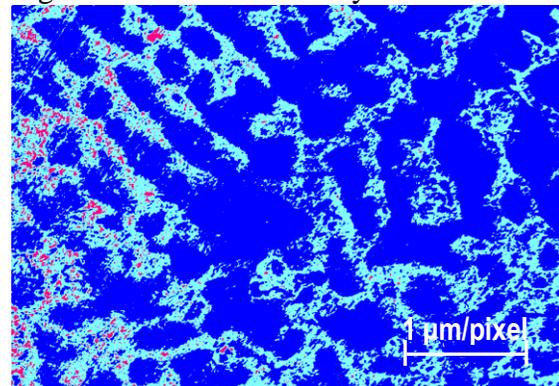


Figura 3.3d. Microconstituyentes.

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.

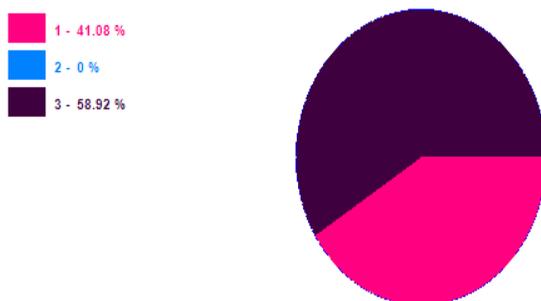


Figura 3.4a. Muestra lado estrecho sin TT.

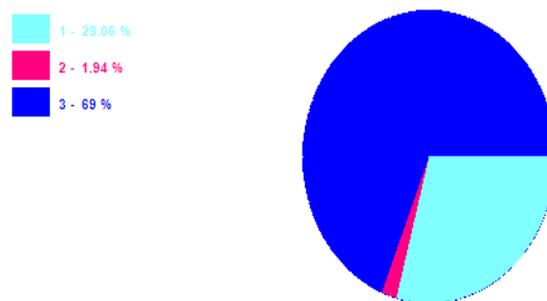


Figura 3.4b. Muestra de golpeo con TT.

En la tabla 3.1 se muestra el por ciento 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 sin TT, está asociada, en primer lugar, a la concentración de las deformaciones en la capa de ferrita, la cual no ocurre hasta los 650 °C, temperatura a la que presumiblemente este espesor de la capa haya crecido y su efecto concentrador de tensiones impida que surja el mecanismo observado a mayores temperaturas. En segundo lugar, la temperatura de enfriamiento haya sido rápida, con lo cual, mayor cantidad de Mn no tiene tiempo de difundir a los límites de granos y los precipitados se enriquecerán en Mn, con el aumento de 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 “hot shortness”, planteado por García *et al.* (2010).

En las muestras del área de golpeo con TT, se observa un grano austenítico uniforme, con límites de grano con pequeños carburos, existe, 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, este incrementa la solubilidad del carbono en la austenita, favorece la formación de carburos y refuerza la ferrita y reduce levemente su plasticidad. Los átomos de carbono y manganeso se unen para formar 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 Fuentes *et al.* (2018).

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.

3.6. 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-Carbuos
2	374	368	373	Austenita-Perlita-Carbuos
3	375	368	373	Austenita-Perlita-Carbuos

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* (1998), 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.

3.6.1. Análisis del barrido de la dureza en el acero al manganeso Hadfield

Las propiedades y el comportamiento del acero al manganeso 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 analizadas.

Tabla 3.3. Resultados del barrido de dureza

No	D	Dureza longitudinal				Dureza transversal			
		HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0	0	235	237	237	236,5	235	237	237	236,5
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 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 y este en la variación de la dureza, según reportado por Rodriguez-Suarez *et al.* (2018).

3.6.2. 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, 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.

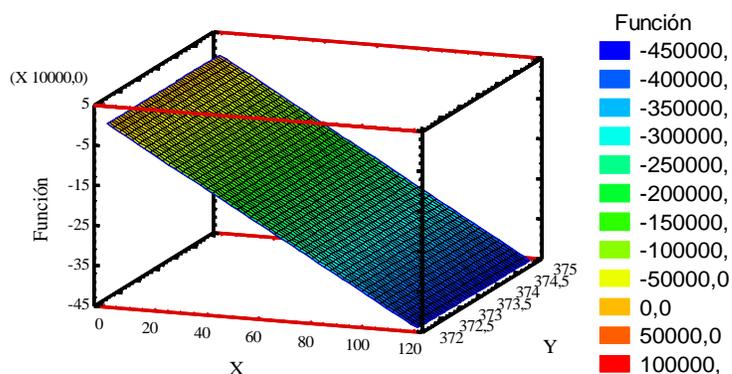


Figura 3.5. Gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables.

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.

3.7. Modelado del flujo del material por el método de los elementos finitos

El desafío que enfrenta el modelado de flujo de metal durante la solidificación ha sido simular la disminución de la velocidad durante la interfase sólido/líquido. En la figura 3.6 se muestra el flujo de llenado de la pieza.

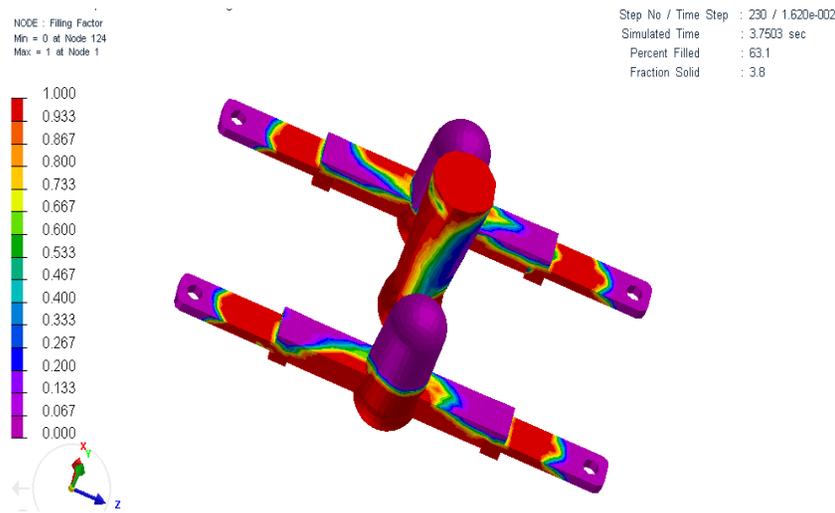


Figura 3.6. Flujo de llenado de la pieza.

En el llenado del molde se observa que, existe una variación de los coeficientes de transferencia de calor, el cual está gobernado por la cinética de solidificación y conserva un valor constante y posteriormente la conductividad térmica del sólido. La transferencia de calor se incrementa conforme la nucleación se lleva a cabo en la interfase sólido-líquido. Como el proceso ocurre desde las mazarotas hasta el extremo de la pieza, entonces, la variación del coeficiente comienza a depender de factores como las transformaciones de fase del material, de las superficies en contacto, las geometrías involucradas, la expansión térmica del molde, el comportamiento térmico del molde y de las capas aislantes.

En el coeficiente de transferencia ocurren cambios conforme pierde temperatura el metal, donde según las condiciones, este se encuentra a una temperatura de 1 550 °C en estado líquido, donde la primera sección que disminuye e inmediatamente después aumenta rápidamente en el rango de temperatura de la precipitación de la perlita y la formación de las primeras dendritas de austenita, criterio expuesto por Sarafoglou *et al.* (2015).

3.7.1. Comportamiento de la fracción del sólido durante el proceso de fundición

Se determinó el comportamiento de la fracción del sólido durante el proceso de fundición del acero Hadfield, para ello se ha modificado la viscosidad basada en la fracción sólida. Esto

corresponde a una situación, dónde los cristales que flotan viajan libremente con el baño de metal líquido. En la figura 3.7 se muestra este comportamiento.

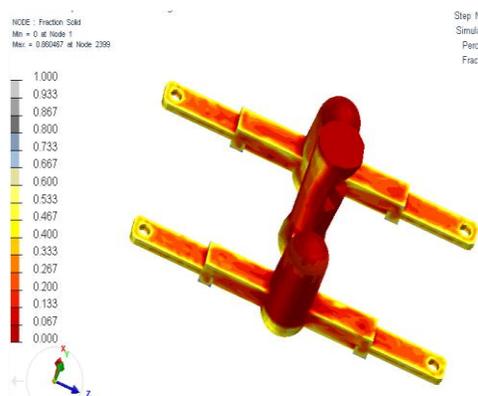


Figura 3.7a. Fase líquida.

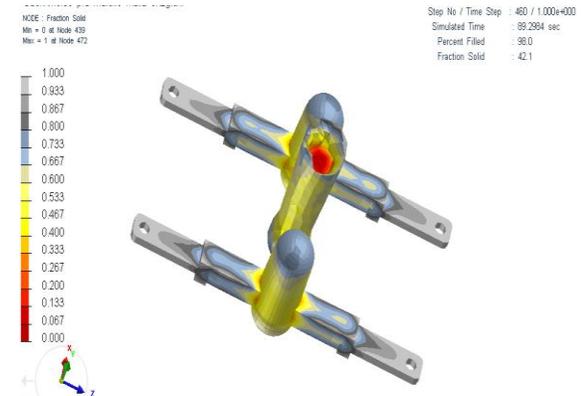


Figura 3.7b. Interfase solido-líquido.

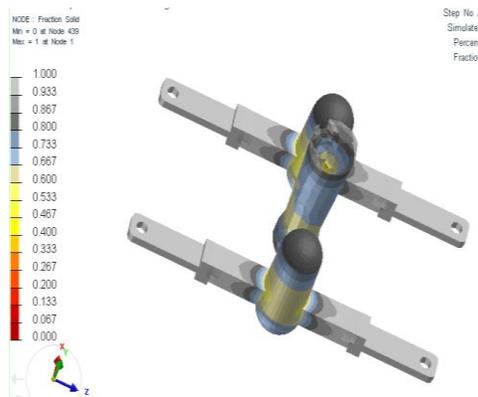


Figura 3.7c. Inicio de la fase solida.

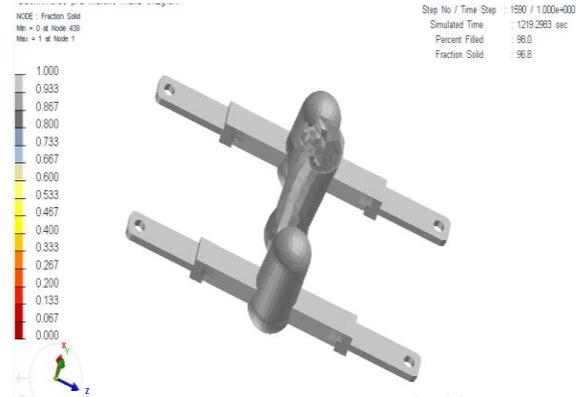


Figura 3.7d. Solidificación completa.

Los cambios asociados al proceso de solidificación durante la fracción sólida están asociados a la composición química y la influencia de los elementos aleantes en el acero austenítico Hadfield. En el inicio del vertido en el molde del caldo líquido, este fluirá por las cavidades para lograr el llenado del mismo (figura 3.7a), en este instante, las mazarotas (color rojo oscuro) se encargan del abastecimiento de este caldo por todos los canales. Transcurrido un período de tiempo da inicio la interfase sólido-líquido (3.7b), donde los espesores pequeños, como el martillo (gris), inicia la solidificación, pero en las mazarotas (amarillo) y el tragadero (rojo), aún quedará una parte del líquido que estará solidificando.

En este momento ocurre un crecimiento planar por el movimiento de la interface solido-líquido o frente de solidificación liso o plano hacia el líquido, por nucleación heterogénea, donde al no existir subenfriamiento la temperatura del líquido más allá del frente de solidificación es mayor que la de solidificación, reportado por Alizadeh (2015).

La figura 3.7c, muestra una etapa donde se inicia la solidificación, en este momento del proceso, existe en los martillos (gris) una estructura definida, al estar solidificado, en ellos, independientemente que en una parte del molde exista a líquido (amarillo), como en la mazarota y el tragadero, sin embargo, el color obtenido (amarillo pálido) es producto del descenso de la temperatura hasta que se logra la solidez en el molde (figura 3.7d), por lo que se logra con los colores rojo, verde, azul la convergencia a la ecuación de movimiento en los tres ejes x, y, z.

Durante la solidificación de la fracción sólida se ha transitado por tres etapas, una primera en la que el metal se encuentra líquido, dándose un contacto completo y la transferencia de calor por conducción. La siguiente ocurrió al comenzar la solidificación, en donde la superficie de la pieza comienza a solidificarse, teniendo un contacto intermitente por la formación de una película de aire discontinua. En este momento, el calor fue transmitido por conducción sólida en las zonas de contacto, y por conducción y radiación en el aire; finalmente, el material ya solidificado continúa contrayéndose, dando origen a la formación de una película de aire en la interfase, criterio que coincide con (Dardati *et al.* (2009); Rodriguez-Suarez *et al.* (2018).

3.7.2. Distribución de la temperatura durante la solidificación

El flujo del metal fundido dentro de la cavidad del molde y que corresponde al proceso de vertido del líquido, debe estar a la temperatura para que fluya por toda esta cavidad y evitar que el metal líquido solidifique antes de tiempo. En la figura 3.8 se muestra el comportamiento de la temperatura.

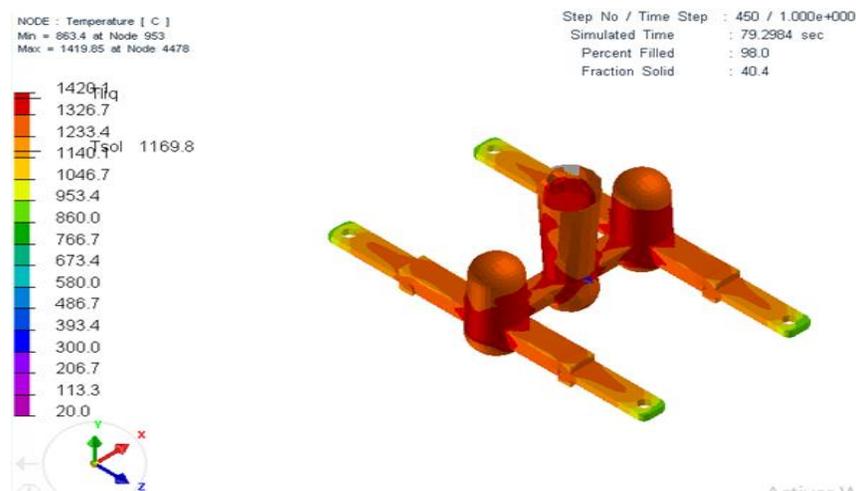


Figura 3.8. Distribución de la temperatura.

Al establecer la distribución de temperaturas durante el proceso de solidificación se determinó que el mismo es un proceso isoterma, es decir que mantiene la temperatura, esto se explica

porque el calor latente liberado durante la solidificación compensa exactamente la extracción de calor desde el exterior. En la medida que desciende la temperatura comienza la solidificación en la temperatura que indica la línea del liquidus (1 420 °C) y se completa al alcanzar la del solidus (ambiente).

Se observa que, durante la solidificación se forma una delgada película en la pared del molde debido a un alto gradiente de temperatura en esta superficie (1 046 °C). La solidificación continúa mediante la formación de dendritas alejadas de las paredes, con un crecimiento tal que se forma una zona avanzada (860 °C), donde el metal sólido y el líquido coexisten, debido a la propagación de la temperatura entre liquidus y solidus.

Sin embargo, si el enfriamiento es rápido, la contracción del metal líquido es muy importante en la solidificación, bajo estas condiciones tan pronto como se ha extraído el calor de sobrecalentamiento se forma una capa sólida sobre la superficie del molde. Esta capa inicia la armadura de la pieza y la posterior reducción del volumen de metal líquido conduce al aumento de las cavidades de rechupe, según criterio de Gawronska (2017).

3.7.3. Comportamiento del tiempo de solidificación

En la solidificación la distribución de temperatura en el sistema liquido-metal-moldeo para el acero Hadfield se muestra en la figura 3.9, donde el calor del metal líquido se libera a través de las paredes del molde y desde ahí hacia el aire exterior, el tiempo en cumplirse el proceso depende de las propiedades del metal y del molde.

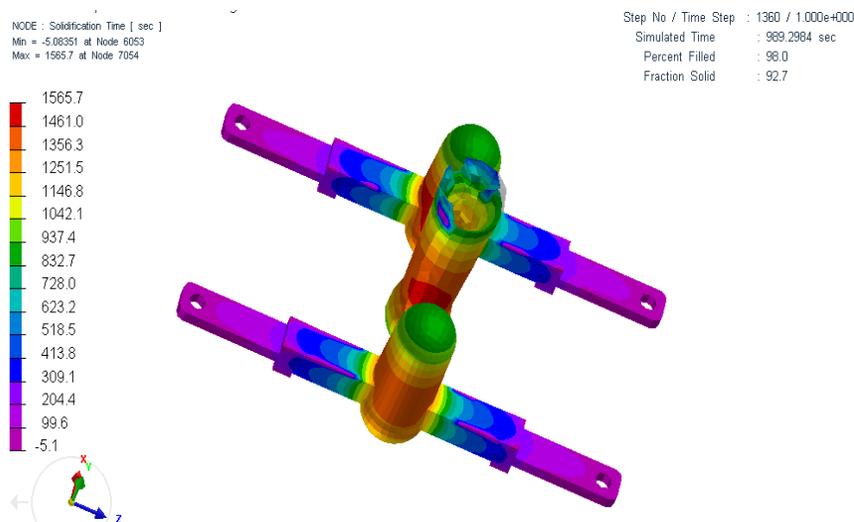


Figura 3.9. Tiempo de solidificación.

Según la configuración del molde y los espesores correspondientes, así se ha comportado el tiempo de solidificación, el cual transcurre desde los martillos hasta las mazarotas, si se tiene

en cuenta que, el requerido para que una pieza colada solidifique por completo es función del volumen y el área superficial, según lo reportan Kalpakjian y Schmid (2008); Askeland y Wright (2016). El tiempo de solidificación total de la pieza fundida es el que necesita para que se elimine todo el calor latente del líquido y el de fusión. Al continuar el enfriamiento se formarán más granos y el crecimiento ocurrirá en direcciones alejadas de la transferencia de calor. Como este se transfiere a través de la costra y la pared del molde, los granos crecen hacia adentro como agujas o espinas de metal sólido.

Se comprueba que, las mazarotas tienen un tiempo de solidificación más largo que la pieza fundida, el factor crítico que afecta el tiempo de la solidificación es la pérdida de calor, por lo que al no estar minimizada la pérdida está en correspondencia con su geometría y en ella ha permanecido por un tiempo el líquido que la alimenta. Esta ha solidificado después y garantiza que, el rechupe que necesariamente pueda ocurrir quede dentro de la mazarota y la pieza se obtenga sana, reportado por Rodríguez-Suárez *et al.* (2018).

Luego del proceso de simulación por el método de los elementos finitos (MEF), no se observó en la pieza zonas que indiquen la presencia de altas temperaturas y pueda dar origen a la formación de cavidades de contracción. Se determinó que, para un tiempo de solidificación de seis horas, la pieza permanecerá en el molde hasta alcanzar la temperatura de 200 °C; prevalece la no presencia de zonas de altas temperaturas en el interior de la misma, después de terminado el proceso de solidificación, lo que indica la posibilidad de obtener piezas con la menor cantidad de defectos posibles.

3.8. Costos del proceso de fundición

Este proceso es realizado manual y mecánicamente, requiere un tiempo de realización para algunas de sus etapas, como la de secado del molde y terminado de la pieza. En la actualidad, se utilizan diferentes alternativas de moldeo, uno de ellos en arena con resinas autofraguantes, que permite la disminución en el tiempo de fabricación de los moldes y mejoras en el acabado superficial de las piezas; además de ser reutilizable dentro del ciclo de producción.

En cuanto al aspecto económico del proceso de fundición del acero austenítico Hadfield en el taller de fundición de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, la cual le permiten integrar y perfeccionar sus labores, y estos están distribuidos a lo largo de su infraestructura. El cálculo de la carga para obtener la aleación se realizó con el empleo del programa ORCAC disponible en la empresa y la carga del horno se calculó para obtener el volumen de fabricación de los martillos. Se tuvo en cuenta las incidencias económicas que

genera la obtención del mismo, estos resultados como se muestran en la tabla 3.6, considera el costo de los materiales.

Tabla 3.6. Costos de los materiales

Tarifas					
Denominación	UM	Cantidad	Coeficiente	Monto	Importe
Pieza en acero al manganeso	t	0,0012	5,58	6 527,56	43,71
Tarifas					
Código	Denominación	UM	Cantidad	Precio	Importe
002-acero110G13	Acero al manganeso 110 G13	u	0,0012	3 517,50	4,22
Total					4,22
Precio total					47,93
Nómina de materiales					
Código	Denominación	UM	Cantidad	Precio	Importe
41115000000002	Manganeso metálico	t	0,2	3 142,17	6,28
37330000000003	Hormigón refractario a 1 600 °C	t	0,016	2 401,04	38,42
34270000000000	Silicato metalúrgico	t	0,01	1 398,61	13,99
41224000000000	Chatarra de acero	t	1 246	3 097,49	3 859,47
23540011010001	Miel final	t	0,003	1 755,97	5,27
37910000000113	Disco de desbaste 180x6x22,2 mm	u	2	3,48	6,97
41111000000000	Arrabio	t	0,062	1 255,60	77,85
34231090000001	Calcio silicio	t	0,003	3 563,10	10,69
15310020000001	Arena sílice P/molde A	t	1,5	3 221,80	4 982,70
24110014000001	Alcohol etílico	L	1,5	8,96	13,44
41431000000000	Lingote aluminio	t	0,003	8 840,02	26,52
42950010000043	Electr. Boelher Fox 7018 4x350	kg	1,5	43,11	64,6
15400050000001	Bentonita natrificada	t	0,003	2 075,56	6,23
37330000070005	Desescoriante	t	0,003	424,92	1,27
41115000000004	Ferrosilicio al 75 %	t	0,008	3 454,68	27,64
11010000000000	Carbón antracita	t	0,023	1 717,23	39,50
42950010000023	Electrodo de carbón de 10X305 mm	u	120	16,92	2 030,02
Total				11 833,07	
Precio total				11 833,07	

Para la fabricación de los martillos, donde se incluyen los materiales para su fabricación incurre en un precio total de 11 833,07 CUP.

Los tiempos contemplados en la ficha de costos fueron determinados con el empleo de un cronómetro. Se empleó esta técnica por ser la más común para establecer los estándares de tiempo de un proceso. Con esta técnica de medición se realizó observaciones aleatorias de los trabajadores para determinar la proporción de tiempo que gastan realizando las tareas. El estándar de tiempo es un elemento importante de información que está sujeto a tres condiciones: un operario calificado y previamente capacitado, que trabaja a velocidad y ritmo normal y hace una tarea específica. Los pasos para la elaboración del estudio de tiempos

empleados fueron los siguientes: se dividió la operación en elementos, se efectuó el estudio de tiempos propiamente dicho, se determinó los ciclos por cronometrar, se aplicaron las tolerancias y el tiempo estándar. En la tabla 3.7 se muestra los mismos.

Tabla 3.7. Costos de la mano de obra directa e indirecta

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

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 donde se complementó con la evaluación de los operarios y las tolerancias, para cada etapa del proceso y por pieza. Se tabularon los tiempos de operación requeridos 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 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 1 723,74 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 recuperada, hasta la tolva de los mezcladores. Se dosificó en los moldes y se compactó. Después del tiempo de curado se extrajeron los bloques de los moldes. En la tabla 3.8 se muestra los resultados de la mano de obra directa empleadas.

Tabla 3.8. 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 sist. alimentación	15.89	2.500000	39.725000
18	Limpieza y terminación	19.07	2.360000	45.005200
		279.77		483.56

La fabricación del modelo se realizó en el taller de modelos, se analizaron 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, que depende del tipo de material. Se realizó el trazado, corte, ensamble y construcción del modelo, fabricación de caja de machos, acabado y pintura. 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 483.56 CUP.

Para la asignación de los costos de mano de obra de las órdenes de trabajo, fue fundamental conocer el tratamiento que se consideró a los diferentes ítems que conforman la mano de obra. Se tuvo en cuenta aquellos que inciden en la directa y la indirecta. El total para la fabricación de los martillos fabricados del acero al manganeso Hadfield es de 14 040,37CUP.

3.9. Valoración del impacto medio ambiental

Actualmente, la correcta selección de los materiales es un factor 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.

3.10. Conclusiones del capítulo

- ✚ 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 asignado a los mismos.
- ✚ La determinación del comportamiento físico-metalúrgica del acero al manganeso Hadfield y luego procesado con el software imagen, con el cual se determinó los porcentos 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 del acero al manganeso Hadfield en bruto de colada establece que, en la primera existe mayor dureza que en la segunda debido a la diferencia de espesor que presentan.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ El acero austenítico al manganeso Hadfield grado B2 hipereutéctico, empleado para la trituración de mineral laterítico, en bruto de colada, presenta estructura del tipo austenítica dendrítica, precedida de la perlita, formada por el rechazo del carbono y carburos dispersos entre las dendritas, no factible para ser expuesta a impactos, luego del tratamiento térmico se obtiene austenita y martensita retenida que mejora las propiedades del acero.
- ✚ En el barrido de dureza realizado a las muestras, en la dirección longitudinal es de 375 HV la superficie, en el área de golpeo es de 372 HV, por la diferencia de espesor que solidifica más lentamente y al 58,92 y el 69,0 % de austenita, el 29,06 y 41,08 % de la perlita y un 1,94 % de carburos.
- ✚ El flujo del material, la fracción del sólido, la distribución de la temperatura y el tiempo de solidificación durante la fundición permiten predecir que, en el coeficiente de transferencia ocurren cambios a temperatura de 1 550 °C en estado líquido, la fracción sólida transita por tres etapas y que el tiempo mínimo para que ocurra la solidificación es de seis horas.
- ✚ 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 materiales, mano de obra directa e indirecta y de fabricación del molde se incurre en un costo total de 14 040,37 CUP.

RECOMENDACIONES

- ✚ Someter a ensayo de desgaste, las muestras en bruto de colada, para determinar la resistencia del acero al manganeso Hadfield bajo las condiciones de desgaste abrasivo por efecto del mineral laterítico.
- ✚ 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*. 17A: 1725.
2. ALCÁNTARA, D.; FERNÁNDEZ, T. & RODRÍGUEZ, I. 2011. Endurecimiento por rodadura de pasadores de esteras en equipos mineros. *Minería y Geología*. 27 (3): 58-69.
3. ALLEN, C.; SHEEN, M.; WILLIAMS, J. & PUGSLEY, V. 2001. The wear of ultrafine WC-Co hard metals. *Wear*. 250 (125): 604-610.
4. ALIZADEH, M. 2015. Study on hot tearing tendency during continuous casting of steel by overall hot tearing susceptibility (OHTS) *International Journal of Cast Metals Research*. 28 (1): 20-27.
5. 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, Institute National Polytechnique de Lorraine.
6. ARAQUE, O. & OLAYA, J. 2010. Caracterización del sistema de molienda en el proceso de producción de carbonato de calcio. *Scientia et Technica*. XVII (46): 28-33.
7. ARIBO, 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. ARISTIZÁBAL, R.; SILVA, C.; PÉREZ, P.; STANEK, V. & KATZ, S. 2009. Studies of a Quenched Cupola Part II: The Behavior of C, Si, Mn and S in the Metallic Charge. *AFS Transactions*, 117(104): 693-708.
9. ARCHARD, J. 1953. Contact and rubbing of flat surfaces. *Journal of Applied Physics*. 24, 981-8.
10. ARRIAGA, M. 2009. Efecto del impacto en la estructura de un acero alto manganeso grado C.
11. ASKELAND, D. & WRIGHT, W. 2016. *Ciencia e Ingeniería de materiales*, Séptima Edición, Cengage Learning Editores, Ciudad de México, México.
12. ASTM 1992. *ASM Handbook Vol. 18, Friction, Lubrication, and Wear Technology*, ASM International. USA.
13. ASTM INTERNATIONAL. 1998. *Standard Specification for Steel Castings, Austenitic Manganese*. USA: American Society For Testing and Materials Designation: A 128/A 128M - 93 (Reapproved 1998).

14. BAIRD, J. 1971. The effects of strain-ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metals. *Metallurgical Reviews*. 16: 1.
15. BAIRD, J. 1973. The In homogeneity of plastic deformation, ASM, Metals Park, OH. p. 191.
16. BALLUFFI, R. 1970. On measurements of self-diffusion rates along dislocations in F.C.C. Metals. *Phys. Status Solidi*. 41: 11.
17. BERMÚDEZ, M. 2003. Erosión-corrosión de tantalio y aceros inoxidable, Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales, Madrid, España.
18. BLANCO, A. 2014. Tecnología mineralúrgica. Bloque 1, Capítulo 5: Fragmentación. En <http://ocw.unican.es/ensenanzastecnicas/tecnologia-mineralurgica/materiales-de-clase>
19. BLAU, P. 1992. Lubrication and Wear Technology, Glossary of Terms in ASM Handbook. Vol. 18. Friction, printed in USA, p. 942.
20. BUDYNAS Y NISBETT. 2008. Diseño en ingeniería mecánica de Shigley (8 ed.). México: Mc Graw Hill.
21. CARABALLO, M. 2004. Comportamiento físico del acero Hadfield, en presencia de cargas explosivas. *Revista Minería y Geología*. XX (2): 35-40.
22. COURTNEY, T. 2000. *Mechanical Behaviour of Materials*, 2nd. Ed., McGraw-Hill Companies, Inc., Singapore, p. 733.
23. CLAUSER. H. 1985. *Diccionario de materiales y procesos de ingeniería*. Editorial Labor S.A. Barcelona.
24. COLLETTE, G.; CRUSSARD, C.; KOHN, A.; PLATEAU, J.; POMEY, G. & WEXSZ, M. 1957. *Revue de Metalurgie*. 54: 433.
25. CUDDY, L. & LESLIE, W. 1972. Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron. *Acta Met*. 20: 1157.
26. DARDATI, P.; CELENTANO, D.; GODOY, L.; CHIARELLA, A. & SCHULZ, B. 2009. Analysis of ductile cast iron solidification: numerical simulation and experimental validation. *International Journal of Cast Metals Research*, 22 (5): 390-400.
27. DASTUR, Y. & LESLIE, W. 1981. Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel. *Metallurgical transactions A*. 12 (5): 749-759.
28. DEL RIO-LÓPEZ, B. 2016. Comportamiento frente al desgaste abrasivo de acero tipo Hadfield de contenido medio manganeso.
29. DOEPKEN, H. 1952. Tensile properties of wrought austenitic manganese steel in the temperature range from +100 to -196 °C. *Trans. AIME*. 194: 166.

30. 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.
31. DROBNJAK, D. & PARR, J. 1970. Deformation substructure and strain-hardening characteristics of metastable Fe-Mn austenites. *Metall Trans.* 1 (1): 759.
32. EFSTATHIOU, C. & SEHITOGLU, H. 2010. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel. *Acta Materialia*. 58 (5): 1479.
33. EL-BITAR, T. & EL-BANNA, E. 2000. Improvement of austenitic Hadfield Mn-steel properties by thermomechanical processing, *Canadian Metallurgical Quarterly*. 39 (3): 361-367.
34. EVANS, A.; GULDEN, M. & ROSENBLATT, M. 1978. *Proceedings of the Royal Society London. Ser. A* 361, p 343.
35. FENG, Z. & BALL, A. 1999. The erosion of four materials using seven erodents - towards an understanding. *Wear*. 233 - 235: 674-684.
36. 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, *Wear*, 250-251, 28-31.
37. FLEISCHER, F. 1985. *Tribología y Fiabilidad*. Mandeburgo.
38. FUENTES, P.; VILLANUEVA, J. & ESTUPIÑÁN, E. 2018. Análisis del desgaste en componentes de cargadores frontales, mediante modelos basados en elementos finitos. *Ingeniare. Revista chilena de ingeniería*. 26 (4): 612-621.
39. FUEYO, L. 1999. *Equipos de trituración, molienda y clasificación. Tecnología, diseño y aplicación*. Editorial Rocas y minerales.
40. 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.
41. GARCÍA, A. 2016. *Diseño de máquina trituradora de áridos de impacto. Tesis en opción al título en Ingeniería en Tecnologías Industriales*. Universidad de Cantabria.
42. GAWRONSKA, E. SCZYGIOL, N. DUBOW, E. 2016. Numerical modeling of equiaxed structure forming in the cast during alloy solidification. *Procedia Engineering*. 136 (13): 101-107.
43. GAWRONSKA, E. 2017. Different techniques of determination of the cracking criterion for solidification in casting. *Procedia Engineering*. 177 (21): 86-91.

44. GONZÁLEZ-CASTELLANOS, R. 2000. Principios básicos de escalado. Edición electrónica, Ed. Universitaria, La Habana, Cuba.
45. GULDEN, E. & ROSENBLATT, M. 1978. Proc. R. Soc. Lond., Ser. A361, 343.
46. GUZMAN, P. & ARRUDA, L. 2020. Effect of titanium and nitrogen inoculation on the microstructure, mechanical properties and abrasive wear resistance of Hadfield steel. *Metallurgy and materials. Ouro Preto*, 73 (1): 77-83.
47. HAWK, J. 1999. Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation, *Wear abrasive*. 225 (22): 1031-1042.
48. 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.
49. HEIN, L. & SHEWMON, P. 1983. Effects of hardness on solids particles erosion mechanisms in AISI 1060 steel. *Wear*. 89, 291-302.
50. HERBST, L. & ZARAGOZA, R. 1990. Experiencias en la optimización de circuitos de molienda. En *Procesamiento de minerales*. 11 (4): 22-32.
51. 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.
52. HERNÁNDEZ, A.; DE LA PAZ GUILLON, M.; GARCÍA, L. 2015. La metodología de Taguchi en el control estadístico de la calidad. *Revista de La Escuela de Perfeccionamiento en Investigación Operativa*. 23 (37): 65-83.
53. HIGUERA-COBOS, O.; TRISTANCHO, J.; FLOREZ, L. 2007. Fundamentos teóricos de los aceros austeníticos al manganeso (aceros Hadfield). *Scientia et Technica Año XIII*. 34 (3): 231-236.
54. HIGUERA-COBOS, O.; MORENO-TÉLLEZ, C. & GUTIÉRREZ-RAMÍREZ, M. 2009. Evaluación de la resistencia al desgaste adhesivo del acero austenítico al manganeso sometido a ciclos térmicos. *Ingeniería y Desarrollo*.
55. 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.
56. HOLMAN, J. 2006. *Transferencia de Calor*. 8va ed. México DF-México. McGraw Hill. Pp. 87-94.

57. HOPPERT, S. 1989. Alumina ceramics: superior materials for protection against wear and corrosion. Alemania, Siegburg. 3-11.
58. HUSSAINOVA, I. & SCHADE, K. 2008. Correlation between solid particle erosion of cermets and particle impact dynamics. *Tribology International*. 41 (14): 323-330.
59. HUTCHINSONA, B. & RIDLEY N. 2006. On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel. *Scripta Materialia*. 55 (6): 299-302.
60. HUTCHINGS I. 1992. *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. Oxford: Butterworth-Heinemann.
61. HUTCHINGS, I. 2000. Solid particle erosive wear testing, *ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation*. 8 (5): 728-751.
62. IDRISSE, H. 2010. On the mechanism of twin formation in Fe-Mn-C TWIP steels. *Acta Materialia*. 58 (5): 2464-2476.
63. IK-TAE, W.; WOO-SEUNG, K. & KWAN-SOO, L. 2001. A unified analysis of filling and solidification in casting with natural convection. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1507-1515.
64. IMAI Y. 1962. Carbide precipitation by heating high manganese steel after solution treatment. The research institute from iron, steel and other metals.
65. IMAI Y. 1970. Precipitation behaviours of austenitic steel of manganese chromium type containing vanadium. The research institute from iron, steel and other metals.
66. JABBARI, M. & HOSSEINZADEH, A. 2013. Numerical modeling of coupled heat transfer and phase transformation for solidification of the gray cast iron. *Computational Materials Science*. 68 (6): 160-165.
67. JANKOVIC, A.; DUNDAR, H. & MEHTA, R. 2010. Relationships between comminution energy and product size for a magnetite ore. *Journal paper*. 110: 141-146.
68. 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.
69. KALPAKJIAN, S. & SCHMID, S. 2008. *Manufactura, Ingeniería y Tecnología*, Quinta Edición; Pearson Education, Naucalpan de Juárez, México, D.F.
70. KRAGELSKI, I. 1978. *Friction and Wear*. Butterworth, London.
71. KRAGELSKI, I. & KOMBALOV, V. 1982. *Fundamentos de los cálculos de fricción y desgaste*, Mashinoestroenie, Moscú.

72. LABORDE, R.; COELLO, A.; MARRERO, S. & ANGULO, O. 2004. Diagnóstico energético del proceso de molienda de la laterita. *Minería y Geología*. XIX (3-4).
73. LALONDE, D. 1998. Presence of carbides austenitic manganese steel. 849. htm. Expert Metallography Forum Webb Site.
74. LAMBAKAKHAR, O. & YU, P. 1973. Dislocation structure and work-hardening of manganese steel. *Russian Physics Journal*. 16 (7): 910.
75. 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.
76. LESLIE, W. 1973. Metallurgical effects at high strain rates. Plenum Press, NY. p. 571.
77. LLEWEUYN, D. & HUDD, R. 1998. *Steels: Metallurgy and Applications*. 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann.
78. MESA, D. & SINATORA, A. 2003. El desgaste de materiales enfrentarlo o dejarlo de lado y asumir riesgos, *Scientia et Technica* Año IX, No 22.
79. MURCIA, P.; OSSA, T. & PANIAGUA, H. 2011. Análisis de sensibilidad de flujos de aluminio en moldes permanentes al tamaño de malla y coeficiente de transferencia térmica. Ninth Latin American and Caribbean Conference for Engineering and Technology, WE1-1, WE1- 10.
80. NAM, P. 1994. *Tribophysics*, Edit. Prentice Hall, USA.
81. OCHOA, A. & MACÍAS, R. 2006. Aspectos teóricos sobre el desgaste abrasivo en los elementos de trabajo de las máquinas agrícolas en Cuba.
82. 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 (4): 1786-1794.
83. PERMANA, M. & SURATMAN, R. 2001. Effect of solution treatment on Hadfield's Steel Microstructures. University of Pasundan. West Java. Indonesia.
84. QIAN, L. & ZHANG, F. 2011. Deformed microstructure and hardness of Hadfield high manganese steel. *Materials Transactions*. 52 (08): 1623.
85. RAGHAVAN, K.; SASTRI, S. & MARCINKOWSKI, M. 1969. Nature of the work hardening behaviour in Hadfield manganese steel. *Trans. TMS-AIME*. 245: 1596.
86. RAYMOND, G. & BAYER, H. 1994. *Mechanical wear prediction and prevention*, Edit. Marcel Dekker, USA.
87. ROBERTS, W. 1964. Deformation twinning in Hadfield steels. *Trans. TMS-AIME*. 230: 373.

88. ROBERT, D. & COOK, D. 2002. Concepts and applications of finite elements analysis (4 ed ed.). New York: Denvers.
89. RODRÍGUEZ-SUÁREZ, A.; FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T. & RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, I. 2018. Solidificación y microestructura de un acero al manganeso obtenido por fundición. *Minería y Geología*. 34 (1): 494-503.
90. 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*. XXVII (2) 41-47.
91. SAITO, T. 1965. The phase formation range of Fe-C-Mn alloys under quenching conditions. *Trans. Jpn Inst Metals*. 6: 240.
92. SALLER, G. 2006. Microstructural evolution of Cr-Mn-N austenitic steels during cold work hardening. *Materials Science and Engineering A*. 427 (102): 246-254.
93. SARAFGLOU, P.; TZINI, M. & HAIDEMENOPOULOU, G. 2015. Simulation of cyclic transformations in the intercritical range of a 5 Mn steel. *International Journal of Metallurgical & Materials Engineering*. 1 (1): 1-5.
94. SASTRI, S. 1973. Proc. 3rd ICSMA, Cambridge, England. Institute of Metals Monograph and Report Series. 1 (36): 596.
95. SHIPWAY, P. & HUTCHINGS, I. 1995. Measurement of coating durability by solid particle erosion *Surface and Coatings Technology*. 71: 1-8.
96. SUBRAMANYAN, D.; SWANSIGER, A. & AVERY, H. 1990. Austenitic manganese steel. *Metals Handbook, ASM, Metals Park*. 1: 822.
97. TYLCZAK, J. 1992. Abrasive wear in *ASM Handbook, Vol. 18 Friction, Lubrication and Wear Technology*, printed in USA, p. 942.
98. WADA, S. & RITTER, J. 1992. Erosion of ceramic materials 71 *Trans Tech Publications, Zurich*.
99. WANG, J. 1998. Effect of martensite and austenite on grinding media wear, *Wear*. 122: 285-299.
100. 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.
101. WHITE, C. & HONEYCOMBE, R. 1962. Structural changes during deformation of high-purity Fe-Mn-C alloys. *J. Iron Steel Inst*. 200: 457.
102. VAUGHAN, R. & BALL, A. 1991. *Hard Mater*. 2 (3-4): 257-269.

103. VERDEJA, L. & GONZÁLEZ, R. 1996. El desgaste de materiales en el crisol de horno alto: conceptos generales. Revista de minas. Madrid: No 13 y 14.
104. VOLOSEVICH, P.; YU, V.; GRIDNEV, N.; YU, N. & PETROV, B. 1975. Effect of manganese on packing defect energy in iron-manganese alloys. Fiz. Met. Metalloved. 40: 554.
105. ZLOKARNIK, M. 2002. Scale - up in chemical engineering. Ed. Wiley - VCH Verlag GmbH. Weinheim, Germany.
106. ZUM-GAHR, K. 1987. Microstructure and wear of materials. Amsterdam. Elsevier.