



INSTITUTO SUPERIOR MINERO
METALÚRGICO DE MOA
Dr. Antonio Núñez Jiménez

República de Cuba

Ministerio de Educación Superior

Departamento de Metalurgia Electromecánica

COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICO DE UN ACERO HADFIELD SOMETIDO
A TRATAMIENTO TÉRMICO

En opción al título de Ingeniero Metalúrgico

Autora: Liannet Hernández Rill

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

Moa/2019



Declaración de autoridad

Yo: Liannet Hernández Rill

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

Liannet Hernández Rill

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 Ing. Julio Vázquez Concepción por apollarme de manera incondicional en la realización de este trabajo,

A mis familiares que me han apoyaron en los momentos de mi vida en que mas lo henecesitado.

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

Por último no por que sea menos importante, al Señor por Amarme primero y así yo poder amar al projimo.

A todos

Muchas Gracias.



Dedicatoria:

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

***A mis padres; Wilfredo Durán Abella
y Luz del Alba Martínez Fuentes.***

A mis hermanas; Basti y Suny.

A mí querida y amada esposa,

Yuleydis Neyra Matos.

A mis hermosos hijos, Cristian Emanuel y Talía.

A mis suegros, cuñados, sobrinos y primos.



Resumen

El trabajo tiene como objetivo analizar el comportamiento microestructural y mecánico de un acero Hadfield sometido a tratamiento térmico. Para el desarrollo del trabajo fueron obtenidas muestras por el proceso de fundición, las que luego fueron tratadas térmicamente a una temperatura de 1 050 °C y enfriado en agua. Con la aplicación del tratamiento térmico se obtiene una transformación de austenita-perlita a martensita con austenita residual, homogenizando la estructura y mejorando las propiedades mecánicas de dureza en el mismo. En la determinación del porcentaje de microconstituyentes, en la muestra en bruto de colada, la estructura de austenita ocupa un 61,11 % del área sobre la matriz, coincidiendo con la recomendada por la norma ASTM A 128, luego del tratamiento térmico, la transformación a la fase martensítica es de 68, 12 %. En el barrido de dureza realizado a las muestras en bruto de colada se determinó que la misma presentó una dureza de 375 HV en toda la superficie, luego del tratamiento térmico, esta propiedad incremento hasta 540 HV, asociado a la presencia de la estructura martensítica. Se realizó la valoración económica del proceso de fundición y el de tratamiento térmico, así como la incidencia del proceso en el medio ambiente.



ABSTRACT

The work aims at microstructural examining the behavior and mechanic of a steel Hadfield submitted to heat treatment. Obtained signs were at the process of founding for the development of work, the ones that next were addressed thermally a heat 1 050 °C and cooled in water. The little pearl gets to martensita with residual austenita, homogenized a transformation from austenita with the application of heat treatment the structure and improving the mechanical properties of hardness in the same. In the determination of micro constituents pro-hundred, in the sign in brute of wash, austenite structure occupies 61.11 % of the area on the womb, agreeing with the protégé for the standard ASTM A 128, right after heat treatment, the transformation to the phase martensítica comes from 68, 12 %. It was determined that in the sweeping of hardness accomplished to the signs in brute of wash the same presented 375 HV hardness in all the surface right after heat treatment, this property increment to 540 HV, once the presence of the structure was associated to martensítica. The cost-reducing assessment of the process of founding was accomplished and the one belonging to heat treatment, the same way that the incidence of the process in the middle acclimatize.



TABLA DE CONTENIDOS	Pág.
INTRODUCCIÓN	1
1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	4
1.1. Introducción.....	4
1.2. Generalidades sobre el desgaste	4
1.2.1. Manifestaciones del desgaste abrasivo.....	7
1.2.2. Desgaste por partículas abrasivas.....	9
1.3. Características del acero austenítico al manganeso Hadfield.....	11
1.3.1. Influencia de los elementos aleantes en el acero Hadfield.....	12
1.4. Tratamiento térmico del acero Hadfield.....	14
1.5. Características de endurecimiento del acero Hadfield.....	17
1.5.1. Formación de estructura austenítica del acero Hadfield del sistema ternario Fe-Mn-C.....	19
1.6. Conclusiones del capítulo I.....	22
2. MATERIALES Y MÉTODOS	23
2.1. Introducción.....	23
2.2. Proceso de colada de la aleación.....	23
2.2.1. Proceso de moldeo de las muestras	24
2.3. Composición química estándar del acero Hadfield.....	25
2.4. Diseño de experimentos para el tratamiento térmico.....	25
2.5. Preparación metalográfica de las muestras	26
2.5.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050.....	26
2.5.2. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050.....	27
2.5.3. Operación de desbaste y pulido.....	27
2.6. Comportamiento microestructural de la muestra.....	28
2.6.1. Microscopio óptico empleado	29
2.6.2. Ensayos de dureza aplicada a las muestras.....	29
2.6.3. Microscopio óptico para el análisis de imágenes.....	31



2.6.4. Horno empleado para el tratamiento térmico.....	32
2.7. Procesamiento estadístico de los datos.....	32
2.7.1. Determinación de los coeficientes de regresión.....	34
2.7.2. Cálculo de la varianza.....	34
2.8. Conclusiones del capítulo 2.....	36
3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS.....	37
3.1. Introducción.....	37
3.2. Análisis de la composición química.....	37
3.3. Análisis microestructural del acero al manganeso en bruto de colada.....	38
3.4. Comportamiento del tratamiento térmico.....	39
3.5. Análisis microestructural del acero al manganeso con tratamiento térmico....	40
3.5.1. Análisis del por ciento de microconstituyentes.....	41
3.6. Análisis de la dureza del acero Hadfield.....	43
3.7. Procesamiento estadístico de los datos.....	44
3.8. Costos del proceso de fundición.....	45
3.8.1. Costos del tratamiento térmico.....	47
3.9. Valoración del impacto medio ambiental.....	49
3.10. Conclusiones del capítulo 3.....	50

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Introducción

Los principios básicos acerca de las transformaciones de fase que ocurren en los aceros, se pueden aplicar para describir transformaciones específicas de importancia industrial. No es realista describir la vasta cantidad de materiales y tratamientos térmicos que se usan actualmente en la industria. Sin embargo, si se escoge con cuidado una cantidad limitada de ejemplos en los que existan muchos datos que relacionen el efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura, se puede desarrollar una idea y una confianza en la aplicación de los principios básicos de esta técnica.

El acero es uno de los materiales estructurales más importantes que se usan hoy día. También es un sistema de aleación muy estudiado, por la diversidad de microestructuras que se desarrollan cuando se tratan térmicamente estas aleaciones.

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

Se utiliza en actividades donde se requieran propiedades antibroca y debido a que es resistente al desgaste metal sobre metal, se utiliza también en piñones, engranajes, ruedas, cintas transportadoras, placas de desgaste y zapatas. El acero austenítico al manganeso tiene ciertas características que restringen su uso. Es difícil de mecanizar y tiene generalmente una resistencia a la fluencia de sólo 345 a 415 MPa inicialmente. Por lo que no es del todo apto para piezas que requieren un reducido rango de tolerancia en el mecanizado o que deben resistir la deformación plástica bajo altos niveles de tensión. Sin embargo, en operaciones donde el material se deforma superficialmente, ya sea martillando, presionando, laminado en frío o taladrando, se eleva la resistencia superficial de las piezas convirtiéndose en un material endurecido superficialmente con una estructura interna tenaz que además es soldable.

Debido a que las piezas de fundición son obtenidas por colada y moldeo, es posible lograr dimensiones muy próximas a las requeridas, lo que permite disminuir el trabajo de mecanizado posterior y de esta manera, reducir los costos de producción. Esta ventaja, sumada a las buenas propiedades mecánicas que se han alcanzado en las últimas décadas, le ha permitido al acero Hadfield reemplazar a otros materiales más tradicionalmente utilizados en presencia de desgaste.

Sin embargo, los cambios de dimensiones que ocurren como consecuencia del tratamiento térmico obligan a la realización de un mecanizado postratamiento que aumenta el tiempo y los costos de producción. En ocasiones, la pieza se encuentra fuera de tolerancia por falta y no por exceso de material, motivo por el cual la misma es rechazada. Poder predecir los cambios de las dimensiones de la pieza, ocasionados por el tratamiento térmico, permitirá elegir las dimensiones de las piezas antes del tratamiento, para que luego del mismo tenga las dimensiones requeridas, reduciéndose o eliminándose el trabajo de mecanizado postratamiento.

La **situación problemática** de la investigación la constituye. La relación Mn/C y la cantidad de Cr no son los únicos parámetros importantes para la resistencia al desgaste del acero al manganeso. Todo el proceso necesita estar controlado para producir piezas de desgaste de alta calidad. La selección de materias primas, cuidadosamente elegidas, para que, al fundirlas, conseguir que contengan el menor número de impurezas posible. Durante la fusión y el vertido se debe examinar cuidadosamente la temperatura para así conseguir una estructura de grano fino en la fundición. El tratamiento térmico es otro de los pasos críticos en la producción de las fundiciones del acero al manganeso. La temperatura, el tiempo y el enfriamiento necesitan estar controlados para evitar la formación de granos de carburo defectuosos, con lo cual se garantiza el ahorro de recursos materiales con el incremento de los procesos productivos y menos afectaciones al medio ambiente.

El **problema** a investigar lo constituye. No existencia de una caracterización microestructural de un acero Hadfield de producción nacional, sometido a tratamiento térmico de austenizado.

Como **objeto de la investigación** se establece: tratamiento térmico del acero Hadfield.

El **campo de acción** es: microestructura y la dureza del acero Hadfield sometido a tratamiento térmico.

Sobre la base del problema a resolver se plantea la siguiente hipótesis: con un tratamiento térmico de austenizado en el acero Hadfield a temperatura de 1 050 °C y enfriado en agua a temperatura ambiente, se obtendrá una matriz austenítica estable, que mantenga sus propiedades metalúrgicas y mecánicas con resistencia al desgaste.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**.

Caracterizar en el acero Hadfield obtenido por proceso de fundición, las transformaciones metalúrgicas y mecánicas, luego de ser expuesto a un ciclo de tratamiento térmico de austenizado a 1 050 °C, en correspondencia con el tiempo de enfriamiento.

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

1. Establecer la secuencia de los tiempos y temperaturas que se utilizaran para el tratamiento en el acero Hadfield, teniendo en cuenta su obtención por proceso de fundición.
2. Establecer las técnicas experimentales relacionadas con el proceso de tratamiento térmico del acero Hadfield, así como para la obtención de las propiedades metalúrgicas y mecánicas.
3. Fundamentar las variaciones metalúrgicas y mecánicas obtenidas en el acero Hadfield luego de aplicado un tratamiento térmico de austenizado.

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

1. Establecimiento del estado del arte relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Ejecución experimental relacionada con el proceso de tratamiento térmico de austenizado aplicado al acero Hadfield luego del proceso de fundición.
4. Análisis de los resultados relacionados con el comportamiento microestructural y la dureza que se originan por el efecto del tratamiento térmico en el acero Hadfield.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de tratamiento térmico y de fundición.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

El desgaste, como proceso, conduce a la pérdida de capacidad, no intencional, resultante del empleo o del medio donde se está explotando la pieza; puede considerarse esencialmente como un fenómeno de superficie y es una de las influencias más destructivas a las que están expuestos los materiales, por lo que requiere de estudios relacionados con la resistencia a dichos fenómenos y sobre todo, la interacción entre los cuerpos y de su pérdida de masa gradual.

En el presente capítulo se establece como objetivo establecer el comportamiento del acero al manganeso del tipo Hadfield empleado en los fenómenos de desgastes, así como su condición microestructural bajo condición de tratamiento térmico.

1.2. 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 este tipo de elementos debe ser muy precisa.

Según Hawk (1999), hay cuatro mecanismos de desgaste (figura 1.1): por adherencia, abrasión, corrosión y triboquímica de la reacción (la combinación de corrosión con otro mecanismo de desgaste). El mismo autor también menciona otros tipos de pérdida, como la cavitación y la fatiga por contacto, los cuales son también causantes del deterioro de los materiales. Respecto a los tipos de mecanismos de desgaste, diferentes autores aprecian el estudio de los fenómenos de desgaste

en dependencia de criterios propios y se presentan generalmente distintos esquemas de clasificación, siendo muy común encontrar la que los divide entre abrasión, adhesión, corrosivo-mecánico, fatiga superficial, cavitación y erosión (Ochoa y Macías, 2006).

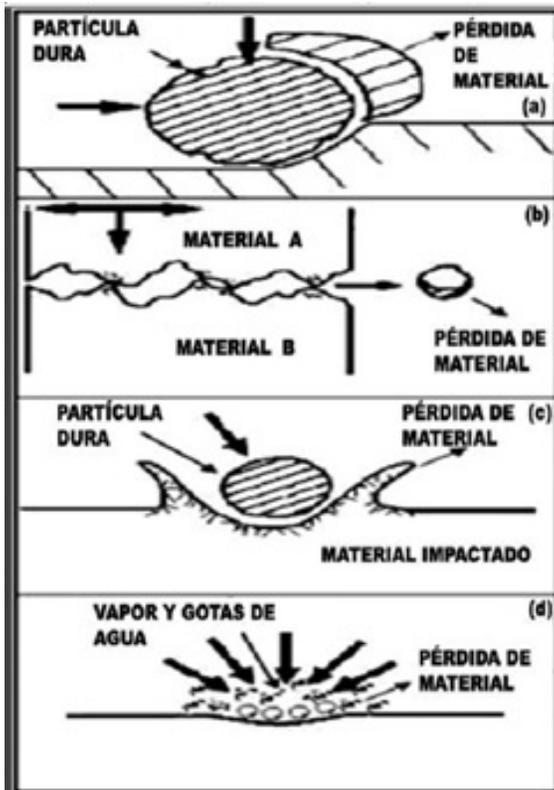


Figura 1.1. Tipos de desgaste: (a) abrasivo; (b) adhesivo; (c) erosivo d) cavitación.

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 Márquez (2006), la proporción del desgaste depende del grado de penetración del abrasivo en la superficie del material. Las pérdidas serán más grandes según la dureza del abrasivo sea mayor respecto a la superficie que está sufriendo el desgaste.

El desgaste adhesivo ocurre cuando dos superficies se deslizan una contra la otra con movimiento relativo, dando lugar a que los fragmentos de una superficie se adhieren a la otra. Este desgaste ocurre por las altas fuerzas de adherencia adquiridas cuando dos materiales entran en un fuerte

contacto. El desgaste por adhesión normalmente ocurre cuando la lubricación es inadecuada y se produce la remoción de metal (Hussainova y Schade, 2008).

Hoppert (1989) ha referido que el choque de partículas duras y agudas a distintos ángulos cortará materiales dúctiles o blandos. La pérdida de material en el corte empieza cuando la partícula choca con la superficie. Para los ángulos normales de ataque, las partículas de cualquier forma o dureza provocarán la fatiga superficial del material alcanzado. Los materiales frágiles, como las cerámicas, tienen gran susceptibilidad a grietas y microfisuras, por consiguiente, son removidos preferencialmente por la interconexión de grietas que divergen del punto de choque de la partícula en la superficie. En la figura 1.2 se muestra el mecanismo de desgaste de materiales frágiles, para ángulos próximos a 90° .

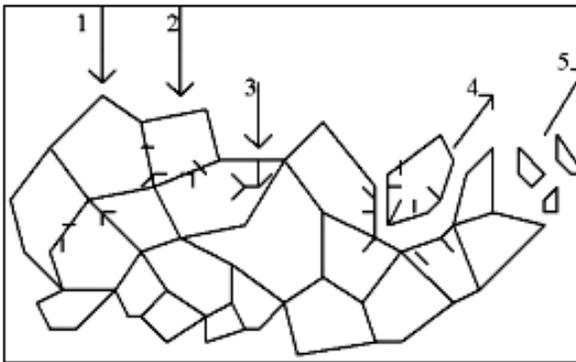


Figura 1.2. Mecanismo de desgaste. 1. Fatiga de la fase intergranular; 2. Microgrietas en el contorno de grano. 3. Inducción de microgrietas en el grano; 4. Desprendimiento del grano. 5. Desprendimiento de fragmentos de granos. Fuente: Hoppert (1989).

Las partículas que causan el desgaste erosivo pueden estar en ambientes secos o húmedos, pudiendo actuar de formas muy variadas, tal como se muestra en la figura 1.2. Cuando el medio de trabajo es húmedo (por ejemplo, un medio con agua y partículas de arena), la erosión y la corrosión son fenómenos que actúan en forma sinérgica, provocando la degradación acelerada de los materiales (Zum Gahr, 1987).

De acuerdo con Mesa y Sinatora (2003), el desgaste no sólo provoca la pérdida de eficiencia de los equipos, sino también grandes pérdidas económicas. Los daños ocasionados en el desgaste de piezas llevan al continuo recambio de partes de las maquinarias que provocan grandes tiempos de parada y por tanto de la producción. Es por esto que el estudio del desgaste, adoptando un adecuado método de trabajo, permite prever fallos en equipos, conservando la productividad, la seguridad industrial y la disminución de costos relacionados con este tema. Incluso, reduciendo la

contaminación ambiental en algunos casos. Por ello las industrias, centros de investigación y universidades deberían emprender iniciativas con el fin de enfrentar este importante problema.

1.2.1. Manifestaciones del desgaste abrasivo

Bermúdez (2003) considera que el desgaste abrasivo como fenómeno complejo de degradación de los materiales, está directamente relacionado 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 coste por fallo prematuro ya que impacta sobre el equipamiento en todos los sectores industriales, tales como la industria naval, equipos de molienda y perforación en el sector minero, la industria del petróleo y la industria química en sentido general, acortando notablemente la vida útil de los materiales convencionales empleados.

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

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

Consideran Wang (1998); Kragelski y Kombatov (1982) que el desgaste abrasivo en la industria minera se clasifica en tres categorías de acuerdo al esfuerzo de trabajo al que son sometidas las

superficies en contacto. La primera se conoce como abrasión de bajo esfuerzo, donde las partículas básicamente se deslizan sobre una superficie, sin sufrir grandes impactos, esto se presenta en rampas para el transporte de minerales; en tanto que la siguiente categoría, la abrasión de alto esfuerzo, resulta cuando el material de gran dureza es retenido entre dos superficies con el fin de triturarlo, como es el caso de las trituradoras empleadas para reducir el tamaño de rocas o minerales. Por último, la abrasión severa, se considera dentro del grupo de alto esfuerzo, en la cual se puede observar a simple vista las ranuras o surcos, así como desplazamiento del material que se produce por la intensidad del proceso.

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

Numerosos son los trabajos que se han venido desarrollando con el propósito de determinar las causas relacionadas con el desgaste abrasivo en los materiales. Entre los temas más tratados, se encuentran los de Sagaró *et al.* (2007), quienes analizan el comportamiento tribológico del acero 65 Mn 4, con y sin tratamiento térmico, empleado en los martillos de molino. Concluyen que, durante el proceso de abrasión, la deformación del material y la fractura eventual ocurren en áreas muy localizadas bajo condiciones de altas presiones y altas razones de deformación, considerando las condiciones de trabajo de los equipos.

En otra importante investigación, Zum-Gahr (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, por ejemplo, que la resistencia a la deformación elástica/plástica determina el área de contacto entre la partícula abrasiva y el material.

1.2.2. Desgaste por partículas abrasivas

Según Hein y Shewmon (1983) se supone 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 ampliamente aceptados dos modelos estándar para las condiciones de contacto de materiales frágiles masivos. La teoría desarrollada por Evans *et al.* (1978), la cual considera condiciones de contacto dinámicas, asume que una partícula esférica penetra en un blanco sin distorsión y la presión de contacto es igual a la presión dinámica que ocurre cuando la partícula golpea la superficie.

Por otra parte, Wiederhon y Lawn (1979) y Lawn *et al.* (1979) indicaron que el impacto es análogo a un ensayo de indentación cuasi – estático, en el cual una carga impulsiva es entregada al blanco por una partícula aguda, vía contacto plástico. Ambos modelos asumen que la tasa de abrasión de estado estacionario sigue una relación tipo potencia lo que implica que la mayoría de las relaciones derivadas para la tasa de abrasión (Evans *et al.*, 1978; 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 *et al.*, (1992) investigaron el efecto tanto de la dureza de la partícula abrasiva como de la tenacidad de fractura de la partícula abrasiva sobre la tasa de abrasión. En el estudio se concluyó que este parámetro es fuertemente dependiente de las durezas, de modo que, cuando la dureza del par más blando es afectada por la fricción es dominado por un mecanismo de fractura con la formación de grietas laterales (Feng y Ball, 1999), mientras que cuando se incrementan las protuberancias el desgaste abrasivo, el mecanismo de rayado es predominante, criterios análogos a otros investigadores (Shipway y Hutchings 1995, Wada *et al.*, 1992, Vaughan y Ball, 1991).

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

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

1.3. Características del acero austenítico al manganeso Hadfield

El acero austenítico al manganeso fue desarrollado y patentado por Robert Hadfield, en Sheffield, Inglaterra, en 1883. La primera pieza de esta aleación se fabricó en los Estados Unidos de Norteamérica, y su producción industrial se inició ininterrumpidamente en 1906, específicamente en la "American Brake Shoes Foundry Company" (El-Bitar y El-Banna, 2000). Con un contenido de carbono de 1,2% a 1,5% y de manganeso de 12% a 15% posee, después de temple en agua, una estructura completamente austenítica. Bajo acción de fuertes presiones en frío, su superficie experimenta un gran aumento de dureza por formación de martensita y segregación de carburos a lo largo de las líneas de deslizamiento, lo cual explica su elevada resistencia a desgaste.

Refieren He *et al.* (2000) se caracterizan por su alta resistencia a la tracción, compresión, elevada tenacidad, elevada resistencia al desgaste, elevada resistencia al impacto y alta capacidad de endurecimiento por deformación en frío. Es considerado para condiciones de operación donde los componentes estén sometidos a severos impactos, abrasión, esfuerzos de tracción, compresión, flexión y torsión. Es metaestable con solución sólida de carbono, silicio y manganeso en hierro

gamma (γ), por lo cual, la completa homogenización de la microestructura y la disolución completa de complejos carburos, con diversa morfología, dependerá de la velocidad y efectividad del temple en agua con agitación.

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

Tabla 1.1. Aceros austeníticos fundidos según norma ASTM A 128

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).

El tratamiento térmico se realiza en una 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 muy sensible en esta aleación. La baja conductividad y la alta expansión térmica, en formas combinadas, producen excesivas gradientes térmicas y, por lo tanto, tensiones residuales que deben ser consideradas en los ciclos de tratamiento térmico (Hutchinsona y Ridley, 2006).

Sin embargo, ha sido considerado por Higuera-Cobos *et al.* (2010), estos aceros presentan dos inconvenientes: por un lado, en trabajos a temperaturas superiores al ambiente, precipitan en toda su masa carburos de manganeso en el borde de grano de la austenita, fragilizando la aleación; por

otro, si durante el servicio las solicitaciones desgastan la capa superficial martensítica a la misma velocidad que se vaya formando ésta, el desgaste es excesivo dada la baja dureza de la austenita. Por esta causa en utilizaciones críticas es usual inducir la precipitación de la martensita por calentamiento superficial de la pieza o bien hacer trabajar el acero antes de su puesta en servicio.

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

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

Los aceros austeníticos al manganeso presentan ciertas propiedades que tienden a restringir su uso, son difíciles de maquinar y usualmente tienen esfuerzos de fluencia de 345 a 415 MPa (50 a 60 Ksi). Consecuentemente no son aptos para partes que requieren alta precisión durante el maquinado o que deben resistir deformación plástica cuando son sometidos a altos esfuerzos durante el servicio. (ASM, 1990), referenciado en Higuera *et al.*, (2007).

1.3.1. Influencia de los elementos aleantes en el acero Hadfield

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

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

Las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos se ven modificadas, tanto por el contenido en manganeso como por el contenido en carbono (figura 1.3). Según aumenta el carbono de la

aleación, se hace más difícil su retención en solución, lo cual implica que la resistencia a tracción no aumente y la ductilidad disminuya.

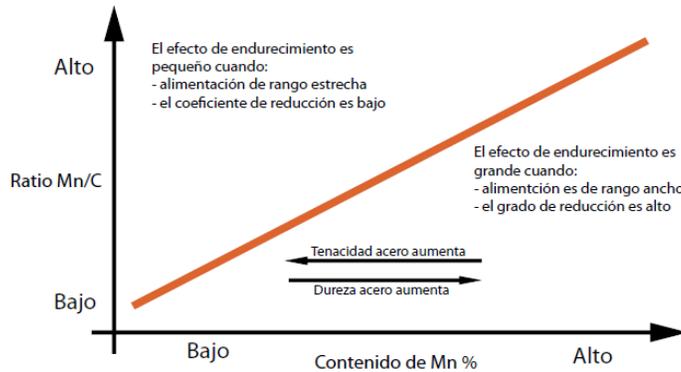


Figura 1.3. Áreas de utilización de diferentes grados de manganeso.

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

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

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

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

El cromo y el molibdeno se añaden para incrementar el límite elástico de los aceros austeníticos. Puesto que 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 en torno a 1 050 °C), aumentan la resistencia al desgaste, notablemente, por lo que este tipo de materiales se emplean con frecuencia en los procesos de molienda de minerales.

En cuanto al molibdeno, se añade en proporciones, en el rango de 0,5 a 2 %, con el objetivo de mejorar la tenacidad, disminuir la formación de grietas y aumentar el límite elástico. En este tipo de aceros, durante el revenido, precipitan carburos pequeños y redondeados (en lugar de agujas) que no afectan a la tenacidad del material. Cuando el contenido en manganeso se reduce en torno al 6 - 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).

1.4. Tratamiento térmico del acero 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 $(Fe,Mn)_3C$ y $(Fe, Cr)_7C_3$. La temperatura de asutenización 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: microscopia 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 porcentaje 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 (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. Algo muy importante a tener en cuenta es que cuando se eleva 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 las coladas presentaron un ligero endurecimiento en el tratamiento a 100 - 150 °C las cuales son las coladas 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 proporcional, 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 tomaron 6 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, así como una ruptura intercrystalina que pudo estar

asociada a dichos poros, finalmente se pudo concluir que el acero de alto manganeso y alto contenido de carbono aumento su dureza con la deformación.

En calidad de la estabilidad de la fase austenita del acero Hadfield se consideró a partir de la cantidad de porcentaje en cada elemento del material y las condiciones más reales a los cuales están sometidos estos aceros. Heredia (2012) realizó la fundición de las diferentes probetas (6) con la ejecución de los tratamientos térmicos a temperaturas de austenización a 1 050 °C con un tiempo de dos horas y enfriado en agua la cual estaba a temperatura no superior a 22 °C.

La evaluación presentada en el análisis de la influencia de calor en el equilibrio de la fase austenítica de los aceros Hadfield de contenido 12 % de manganeso, las pruebas de dureza las realizaron con aceros fundidos aplicando la norma ASTM 128 grado E-1 en estado temple con una variación de temperatura desde los 100 °C hasta los 500 °C, obteniendo un resultado el cual demuestra que la dureza del material a esta temperaturas mantiene sus propiedades de auto endurecimiento al ser deformados en la superficie.

Los aceros Hadfield presentan una composición química según la norma ASTM A 128, la cual los clasifica de acuerdo a su porcentaje de cada aleante. Higuera (2007) realizó 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 algo 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.

Existen investigaciones que han estudiado los efectos de la aplicación de tratamientos térmicos en aceros al manganeso. Adler *et al.* (1986) estudiaron 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) también 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 también 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).

1.5. Características de endurecimiento del acero Hadfield

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

Doepken (1952) y White *et al.* (1962), inicialmente pensaban que el rápido endurecimiento del acero Hadfield surgía de una transformación inducida por la deformación de la 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 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Dastur y Leslie, 1981).

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

Lambakakhar y Paska (1973) no observaron correlación entre la frecuencia de las maclas y la dureza. En vez de ello, concluyeron que la dureza del acero Hadfield era más bien función de la estructura general de dislocaciones y no de una estructura específica. Drobnjak y Parr (1970) sugirieron que las interacciones entre las fallas de apilamiento y las dislocaciones eran las responsables del aumento en la tasa de endurecimiento por deformación. Sin embargo, de acuerdo con Roberts (1964) las fallas de apilamiento sólo estaban presentes en las muestras martilladas y no en los especímenes sometidos a cargas de tracción o explosivas que se deformaban por maclado.

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

Varios autores en los que se encuentran Roberts (1964); White y Honeycombe (1962) y Saito (1965) habían propuesto que el endurecimiento rápido se debía a la interacción de las dislocaciones con los átomos de carbono de la solución sólida de austenita. Comparando con lo que pasaba en aleaciones como la Fe – 32 Ni y la Fe – 23Ni-0,6C. Leslie (1973) concluyó que la causa más probable del rápido endurecimiento del acero Hadfield era la interacción entre las dislocaciones y los pares Mn – C en

solución en la austenita. Los estudios de Collette et al. (1957) y Sastri (1973) con microscopio electrónico de transmisión y espectroscopia Mössbauer indicaron apiñamientos de átomos de carbono en la austenita durante la deformación en frío, los que aumentan con el envejecimiento.

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

En su revisión de la difusión al núcleo de las dislocaciones en metales FCC, Baluffi (1970) concluyó que la energía de activación para la difusión dentro del núcleo era de 0,4 a 0,7 de la energía de activación para la difusión volumétrica. La energía de activación para el inicio del flujo oscilante es alrededor de 0,6 a 0,7 de la energía de activación para la difusión volumétrica del carbono en el acero Hadfield. Las estimaciones de las movilidades relativas de los solutos sustitucionales en los núcleos de las dislocaciones y en la red no perturbada del hierro BCC habían mostrado que el flujo oscilante aparecía a temperaturas donde el soluto era móvil en el núcleo, pero inmóvil en la red (Cuddy y Leslie, 1972). Cálculos similares indican que unos pocos saltos de átomos de carbono pueden ocurrir en el núcleo de una dislocación, en el tiempo entre oscilaciones, aún a $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$.

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.

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

compresión que en tracción es consistente con la textura que se desarrolló. La textura juega un papel importante en el endurecimiento por deformación en compresión, pero es menos importante en tracción.

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

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

1.5.1. Formación de estructura austenítica del acero Hadfield del sistema ternario Fe - Mn – C

Las transformaciones que experimentan las aleaciones en el estado sólido, aparecen descritas en los diagramas de estado y en diagramas estructurales. En la figura 1.4 se muestra un corte del diagrama ternario correspondiente al diagrama Fe-C-Mn, para contenidos de carbono hasta 1,6 % en los intervalos de temperatura comprendidos entre 400 y 1 000 °C. En el mismo se pueden diferenciar una zona trifásica, compuesta por las fases $\alpha + \gamma + M_3C$; tres zonas bifásicas, que estarán conformada de la manera siguiente $\alpha + \gamma$, $\alpha + M_3C$ y $\gamma + M_3C$ (Dumay, 2008).

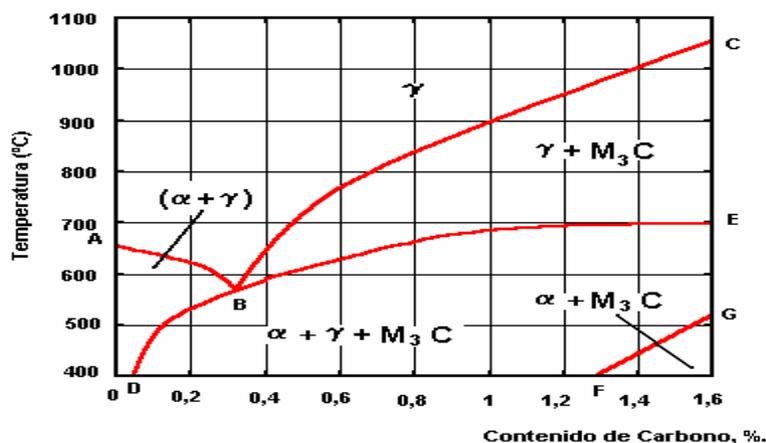


Figura 1.4. Corte transversal en el diagrama Fe – C – Mn para 13 % de manganeso. Fuente: ASM Metals Handbook (1992).

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

Cuando la temperatura es inferior a 950 °C, precipita la fase secundaria M_3C , la que coexiste con la austenita hasta aproximadamente 400 °C. A partir de 680 °C, aparece la solución sólida α . Este hierro α adopta la forma de martensita. A temperatura ambiente, se obtiene, por tanto, una estructura totalmente heterogénea formada por carburos, que se sitúan en el límite de los granos de la austenita y la solución sólida α (martensita). En este estado estructural, es prácticamente imposible que el acero bajo la acción de las cargas se deforme plásticamente, debido a que las fases secundarias (carburos) funcionan como barreras, impidiendo el movimiento de las dislocaciones. La presencia perjudicial de estas estructuras, se puede corregir mediante el tratamiento térmico de austenizado (Subramanyan *et al.*, 1990).

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

En la figura 1.5 se muestra la variación debido al efecto del Mn sobre el punto eutectoide en el diagrama Fe-C. El Mn es un elemento que expanden la zona austenita hasta temperatura ambiente.

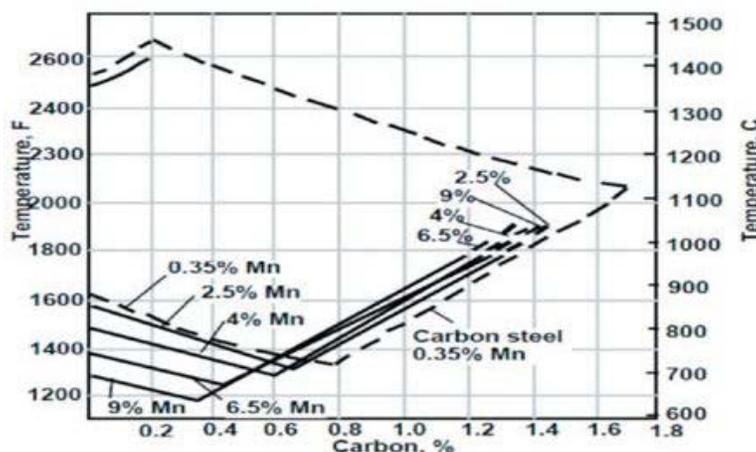


Figura 1.5. Efecto del porcentaje de manganeso sobre el punto eutectoide en el sistema Fe-Mn.

Figura 2. Efecto del porcentaje de manganeso sobre el

Fuente: Llewellyn y Hudd (1998). sistema Fe-C. [1], [5]

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

Con un aumento mayor en el contenido de manganeso (9 %Mn), la temperatura eutectoide presenta una disminución leve, de 727 a 650 °C, produciendo una disminución el contenido de carbono de 0,77 a 0,35 %, aproximadamente. Se puede observar que la reacción eutectoide ha sido prácticamente inhibida, con la cual se produce una zona metaestable ($\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) a temperatura ambiente. Desplazando la zona perlítica a altas concentraciones de carbono (Idrissi, 2010).

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

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

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

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

1.6. Conclusiones del capítulo

- ✚ El desgaste como fenómeno de degradación es un daño superficial que sufren los materiales por determinadas condiciones de trabajo a los que son sometidos, donde tiene influencia la temperatura, las cargas que actúan, la humedad, todos ellos relacionados con factores hidrodinámicos, mecánicos, metalúrgicos y químicos.
- ✚ Los aceros austeníticos al manganeso tipo Hadfield, identificados por las normas ASTM A 128, 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.
- ✚ Independientemente que los aceros Hadfield presentan características de endurecimiento en frío por efecto del impacto, las propiedades de su microestructura pueden ser modificada con el empleo de tratamiento térmico.

Capítulo 2

Materiales y métodos

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

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

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

2.2. Proceso de colada de la aleación

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

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

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

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

2.2.1. Proceso de moldeo de las muestras

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

Tabla 2.1. Materiales de la carga para la fundición

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

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

Las probetas se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en un molde de arena previamente confeccionado a partir de una plantilla en la caja de molde. La mezcla autofraguante que se empleó es de fraguado en frío a base de resina furánica. En la tabla 2.2 se muestra la composición química de la mezcla.

Tabla 2.2. Composición química de la mezcla autofraguante en frío 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

Se utilizaron plantillas sueltas con un sistema de alimentación en serie, se le colocó una mazarota y un escoriador para evitar las contracciones.

2.3. Composición química estándar del acero 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 %

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

Según la composición química se trata de un acero Hadfield, independientemente del grado de este tipo de acero, la combinación del porcentaje de manganeso y el carbono, hace que la temperatura de inicio de transformación martensítica descienda hasta temperaturas inferiores a 0 °C, provocado por los efectos de estos elementos en la temperatura martensita (Ms).

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

2.4. Diseño de experimentos para el tratamiento térmico

El diseño de experimentos debe ser lo más simple, pero, además, en la investigación, el mismo se debe realizar de forma que sea económico y eficiente, se debe concebir todo el esfuerzo posible por lograr ahorro de tiempo, de dinero, de personal y de material experimental. En la tabla 2.4 se muestra el diseño de experimentos empleado.

Tabla 2.4. Diseño de experimentos

Probetas	Temperatura TT (°C)	Tiempo de permanencia (h)	Temperatura de enfriamiento (°C)	Medio
1	----	----	----	----
2	----	----	----	----
3	----	----	----	----
4	1 050	1	32	Agua
5	1 050	1	32	Agua
6	1 050	1	32	Agua

Para el desarrollo del plan experimental se tuvo en cuenta seis probetas de acero Hadfield fundido, de ellas, tres fueron sometidas a procesos de tratamiento térmico de austenizado.

A las tres muestras seleccionadas que no se les aplicó tratamiento se consideraron para el posterior análisis microestructural, lo cual permitiera determinar las propiedades del acero Hadfield en estado bruto de colada. A las otras tres se les aplicó un tratamiento térmico de austenizado, la temperatura de austenización fue de 1 050 °C con un tiempo de sostenimiento de 1 hora y el medio de enfriamiento agua. El recipiente con agua se varió según se depositaban las probetas, de esta forma se evitó el calentamiento del líquido para realizar los experimentos bajo las mismas condiciones.

2.5. Preparación metalográfica de las muestras

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

Las superficies preparadas para observar las fases microscópicas fueron plana y debidamente pulida, teniendo en cuenta que la pequeña profundidad de foco de los sistemas ópticos de observación a grandes aumentos no permitiría enfocar la imagen simultáneamente en planos situados a distintos niveles y debidamente pulida para que sólo aparecieran en ellas detalles propios de su estructura y no de circunstancias ajenas a ella que pudieran enmascararla. Para conseguir ambos objetivos, se realizó unas series de pasos consecutivos los cuales fueron: corte, desbaste, pulido y ataque.

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

2.5.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050

Las muestras se encapsularon, como se observa en la figura 2.1, para poder realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el fácil manejo de las mismas. Cuando se va a realizar análisis microestructural en bordes de muestras deformadas, es importante conservar un ángulo de

90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible, de no realizarse esta operación, ya que, durante las operaciones de desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX – 5050.



Figura 2.1. Muestras encapsuladas.

Fueron analizadas un total de 9 muestras, las cuales fueron sometidas al proceso de tratamiento térmico. Se seleccionaron tres muestras de las 9 analizadas, que según González-Castellanos (2000) y Zlokarnik (2002), este procedimiento se realiza, cuando la población seleccionada, representa el 30 % o un por ciento superior con respecto al total de las muestras estudiadas.

2.5.2. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050

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

2.5.3. Operación de desbaste y pulido

Se realizó variando la granulometría de los papeles abrasivos al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina, del tipo No 400, 600 y 800 (ASTM E 3 - 95). Las lijas fueron colocadas sobre una placa de vidrio, se cambió el sentido del lijado a 90° al pasar de un pliegue a otro, para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permite obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras, por último, las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL, ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM. Las características de la máquina son:

Tensión de 250 V, intensidad 2,5 A, número de revoluciones de 300 - 1 000 r/min y potencia del motor de 3,72 kW.

Después del lijado y del lavado de las probetas, se procedió al pulido. La superficie de la muestra, desbastada hasta el grano más fino y limpia, se pasó por paños impregnados en abrasivo. El tipo de abrasivo y el paño se seleccionó en dependencia del material, el utilizado como abrasivo fue la pasta GOI para el pulido grueso y en el caso del segundo pulido, como paño, se utilizó el fieltro. Los paños, siempre se mantuvieron húmedos y con suficiente abrasivo, se sujetaron a unos discos giratorios, para realizar el pulido se empleó una pulidora marca MONTASUPAL.

Antes del ataque químico se procedió al desengrasado y limpieza de las muestras. Para atacar las mismas, con alto contenido de manganeso se seleccionó el reactivo nital al 4 %. Preparado el reactivo, se vertió una porción en una cápsula en la que se introdujo la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detuvo el ataque con agua y se observó la superficie. La operación se repitió hasta que la superficie a examinar estuvo atacada. El tiempo de ataque fue de 30 segundos. Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua, se secó con alcohol absoluto y luego al aire.

2.6. Comportamiento microestructural de la muestra

Para establecer las variaciones microestructurales en el acero Hadfield se consideró la microestructura de una muestra patrón, como se muestra en la figura 2.2 y compararla con las muestras obtenidas luego del proceso de fundición y del tratamiento térmico.

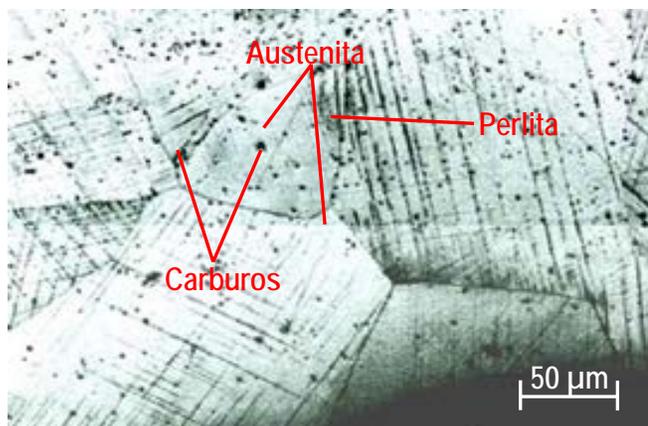


Figura 2.2. Estructura metalográfica del acero Hadfield. Fuente: ASTM A 128 (1995).

La microestructura se corresponde con la del acero Hadfield, está compuesta por una estructura de austenita y con presencia de carburos, presumiblemente del tipo $(Fe, Cr, Mn)C_3$ 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 Ac_1 . 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.

2.6.1. Microscopio óptico empleado

Para la observación de las microestructuras se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa (figura 2.3), está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.



Figura 2.3. Microscopio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

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

2.6.2. Ensayos de dureza aplicada a las muestras

En la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10 – 56: 86. Se utilizó un microdurómetro modelo PMT – 3 No 168 (figura 2.4) que tiene acoplado un objetivo acromático, con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°.



Figura 2.4. Microscopio utilizado para el ensayo de microdureza.

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

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

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

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

Donde:

1,854 - constante,

P - peso; N

El número de dureza VHN , se determinó por el tamaño de las huellas, como se muestra en la figura 2.5. La carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° según la ASTM E 92 – 82.

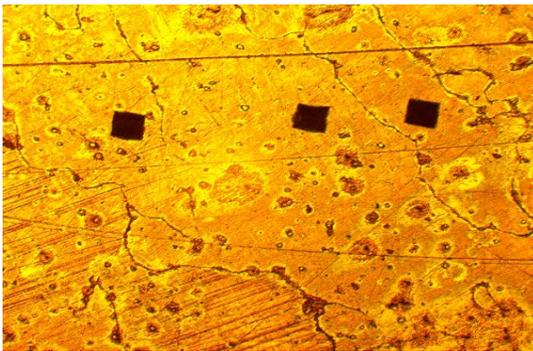


Figura 2.5. Barrido de dureza en la superficie del acero.

Las superficies de las probetas se prepararon en la misma condición que para el análisis microestructural, desbaste y pulido, se efectuaron tres mediciones en la superficie del acero en diferentes lugares, las que se promediaron. En la tabla 2.5 se muestra los parámetros considerados para la determinación de la microestructura y la dureza.

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 considera la dureza inicial establecida por la Norma ASTM A 128 (1995) para acero Hadfield fundido. Se tiene en cuenta las tres muestras obtenidas en bruto de colada a las cuales no se les aplicó el tratamiento térmico, con lo cual se determina los posibles cambios que pudieran haber existido en la obtención de cada uno y, por último, se consideran las tres muestras sometidas al tratamiento térmico.

2.6.3. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para determinar los microconstituyentes en las muestras metalográficas, se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB, como se muestra en la figura 2.6, ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", de Moa.

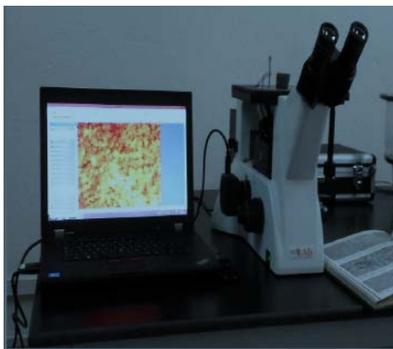


Figura 2.6. Microscopio óptico reflexivo.

El microscopio está dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador. Se realiza la reflexión de la luz de una probeta ya pulida con el objetivo de evaluar los microconstituyentes, presenta 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 misma, aquí se evaluaron las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, se elaboró un reporte técnico con estas características.

En este microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras del acero, así como el conteo del por ciento de los microconstituyentes presentes. Funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. 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 la fase		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1
2	Área 2	Área 2
3	Área 3	Área 3

En este ensayo, cuando en la estructura, los granos presentan diferentes colores, indica la existencia de más de un microconstituyente. 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.

2.6.4. Horno empleado para el tratamiento térmico

El horno empleado para el tratamiento térmico de las muestras es un horno de mufla, en este horno se puede generar elevadas temperaturas y sirve para calentar materiales que son sometidos a distintos procesos de tratamiento térmico, el mismo se encuentra ubicado en el laboratorio de química del Instituto Superior Minero Metalúrgico. Es un horno eléctrico con aplicaciones de procesos de incineración, secado, disgregación, recocido, tratamientos térmicos con temperatura máxima de + 1 100 °C. Los hornos muflas calientan las probetas por acción directa o indirecta del flujo eléctrico, para el calentamiento se debe tomar en cuenta el tamaño, la forma y la temperatura de la probeta a ser tratada térmicamente. En la figura 2.7 se muestra dicho horno.



Figura 2.7. 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

Las técnicas estadísticas del diseño experimental tienen su razón de ser en la investigación empírica que trata de indagar cómo ciertas variables, conocidas como factores, actúan sobre una variable

respuesta registrada tras la realización del experimento. Es importante hacer destacar que los factores que influyen sobre el valor de la variable respuesta sólo pueden tomar un número finito de estados o niveles. La ciencia de la estadística ofrece numerosos métodos para revelar y presentar las asociaciones entre dos y hasta más variables. Los medios más simples son los medios de presentación gráfica y tabulación.

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, tanto los simulados como los experimentales, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2016 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus 5.1, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. La tabla 2.7 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	Probetas en bruto de colada				Probetas con TT a 1 050 °C			
		HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
1	0,5	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}
2	3	HV1 ₃	HV2 ₃	HV3 ₃	HVP ₃	HV1 ₃	HV2 ₃	HV3 ₃	HVP ₃
3	7,5	HV1 _{7,5}	HV2 _{7,5}	HV3 _{7,5}	HVP _{7,5}	HV1 _{7,5}	HV2 _{7,5}	HV3 _{7,5}	HVP _{7,5}
4	15	HV1 ₁₅	HV2 ₁₅	HV3 ₁₅	HVP ₁₅	HV1 ₁₅	HV2 ₁₅	HV3 ₁₅	HVP ₁₅
5	24	HV1 ₂₄	HV2 ₂₄	HV3 ₂₄	HVP ₂₄	HV1 ₂₄	HV2 ₂₄	HV3 ₂₄	HVP ₂₄
6	30	HV1 ₃₀	HV2 ₃₀	HV3 ₃₀	HVP ₃₀	HV1 ₃₀	HV2 ₃₀	HV3 ₃₀	HVP ₃₀
7	35	HV1 ₃₅	HV2 ₃₅	HV3 ₃₅	HVP ₃₅	HV1 ₃₅	HV2 ₃₅	HV3 ₃₅	HVP ₃₅
8	42	HV1 ₄₂	HV2 ₄₂	HV3 ₄₂	HVP ₄₂	HV1 ₄₂	HV2 ₄₂	HV3 ₄₂	HVP ₄₂
9	48	HV1 ₄₈	HV2 ₄₈	HV3 ₄₈	HVP ₄₈	HV1 ₄₈	HV2 ₄₈	HV3 ₄₈	HVP ₄₈

En la figura 2.7 se muestra el barrido de dureza longitudinal realizado a las muestras para determinar el comportamiento de las durezas.



Figura 2.7. Barrido de dureza longitudinal en las muestras fundidas y tratadas térmicamente.

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

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

2.7.1. 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 (Box y Hunter, 1989). La regresión del diseño de experimentos se determina como:

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

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

2.7.2. Cálculo de la varianza

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

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

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

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:

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

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

Por la ecuación 2.7 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

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

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

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

2.8. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ Se estableció que para el proceso de fundición del acero al manganeso tipo Hadfield, se hace necesario el control de la carga metálica, garantizando que estos materiales estuviesen limpios de grasa y suciedad para evitar los defectos de fundición.
- ✚ El acero al manganeso del tipo Hadfield en estado de fundición y establecido por la norma ASTM A 128, presenta una estructura de austenita y con presencia de carburos, presumiblemente del tipo $(Fe, Cr, Mn) C_3$ y $(Fe, Cr)7 C_3$, así como pequeñas colonias de perlita.
- ✚ Se estableció el procedimiento del tratamiento térmico a aplicar al acero Hadfield, consistente en un austenizado a $1\ 050\ ^\circ C$, con un tiempo de permanencia de una hora y enfriado en agua a temperatura de $32\ ^\circ C$, con lo cual se determinará las variaciones metalúrgicas y las durezas en diferentes zonas.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ Con la aplicación del tratamiento térmico de austenizado al acero Hadfield en bruto de colada, con temperatura de 1 050 °C y enfriado en agua, se obtiene una transformación de austenita-perlita a martensita con austenita residual, homogenizando la estructura y mejorando las propiedades mecánicas de dureza en el mismo.
- ✚ Al determinar el porcentaje de microconstituyentes, en la muestra en bruto de colada, la estructura de austenita ocupa un 61,11 % del área sobre la matriz, coincidiendo con la recomendada por la norma ASTM A 128, luego del tratamiento térmico, la transformación a la fase martensítica es de 68,12 %.
- ✚ En el barrido de dureza realizado a las muestras en bruto de colada se determinó que la misma presentó una dureza de 375 HV en toda la superficie, luego del tratamiento térmico, esta propiedad incremento hasta 540 HV, asociado a la presencia de la estructura martensítica.
- ✚ Los aspectos económicos en lo que incide el proceso de fundición y el de tratamiento térmico del acero austenítico al manganeso Hadfield, por concepto de costos de la mano de obra directa e indirecta, materiales y energía eléctrica es de 483.56 CUP.



RECOMENDACIONES

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

Referencias bibliográficas

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Adler, P.; Olson, G.; Owen, W. Strain hardening of Hadfield manganese steel, *Metallurgical Transactions*, Vol. 17A, Octubre 1986, p. 1725.
- Allen, C.; Sheen, M.; Williams, J.; Pugsley, V. The wear of ultra fine WC-Co hard metals. *Wear*. 250 (125) 604 – 610, 2001.
- Allain, S. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel, Ph. D. Thesis, Institut National Polytechnique de Lorraine, 2004.
- Arriaga Hernandez, M: "Efecto del impacto en la Estructura de un Acero Alto Manganeso Grado C (2009)."
- Archard, J.; Contact and rubbing of flat surfaces. *Journal of Applied Physics*. 24, 981 – 8, 1953.
- ASM Handbook Volume 1. Properties and Selection: Irons, Steels and High performance alloys. ASM International. 1990.
- ASTM , ASM Handbook Vol. 18, Friction, Lubrication, and Wear Technology, ASM International. USA, 1992.
- ASTM International. Standard Specification for Steel castings, Austenitic Manganese USA: American Society for Testing and Materials. Designation: A128/A128M–93, 1998.
- Baird, J. D., "The effects of strain-ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metals", *Metallurgical Reviews*, Vol. 16, 1971.
- Baird, J. D., *The Inhomogeneity of Plastic Deformation*, ASM, Metals Park, OH, 1973, p. 191.
- Balluffi, R.; "On measurements of self-diffusion rates along dislocations in F.C.C. Metals", *Phys. Status Solidi*, 1970, vol. 41, p. 11.
- Bermúdez, M; *Erosión–corrosión de tantalio y aceros inoxidable*s, Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales, Madrid, España, 2003.
- Blau, P. *Lubrication and Wear Technology, Glossary of Terms in ASM Handbook*. Vol. 18. Friction, printed in USA, p.942, 1992.
- Callister JR, W. D. *Materials Science and Engineering*, John Willey & Sons. Inc, New York, 362-363. (2007).
- Clauser. H.; *Diccionario de materiales y procesos de ingeniería*. Editorial Labor S.A. Barcelona. 1985.
- Collette, G.; Crussard, A.; Kohn, J.; Plateau, G.; Pomey, and Wexsz, M: *Revue de Metalurgie*, vol. 54, p. 433, 1957.

- Courtney, T.; Mechanical Behaviour of Materials, 2nd. Ed., McGraw-Hill Companies, Inc., Singapore, 2000, p. 733.
- Cuddy, L.; and Leslie, W.; "Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron", *Acta Met.*, 1972, vol. 20, p. 1157.
- Dastur, Y.; & Leslie, W. ; (1981). Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel. *Metallurgical transactions A*, 12 (5), 749-759.
- Del Rio López, B.; (2016). "Comportamiento frente al desgaste abrasivo de Acero tipo Hadfield de contenido medio Manganeso."
- Doepken, H. C.; "Tensile Properties of Wrought Austenitic Manganese Steel in the Temperature Range from +100 to -196 C, *Trans. AIME*, 1952, Vol. 194, p. 166.
- Drobnjak, D.; and Parr, J.; "Deformation substructure and strain-hardening characteristics of metastable Fe–Mn austenites", *Metall Trans*, Vol. 1, 1970, p. 759.
- Dumay, A.; Influence of addition elements on the stacking fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe – Mn – C steel", *Materials Science and engineering A*, Nos.2008, p. 184.
- Efstathiou, C.; and Sehitoglu, H.; "Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel", *Acta Materialia*, Vol.58, No. 5, 2010, p. 1479.
- Elbitar, T.; Elbanna, E. Improvement of austenitic Hadfield Mn-steel properties by thermomechanical processing, *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 39, 3, 361-367, 2000.
1. Evans, A.; Gulden, M.; Rosenblatt, M.; *Proceedings of the Royal Society London. Ser. A* 361 (1978) p 343.
- Feng, Z.; Ball, A. The erosion of four materials using seven erodents – towards an understanding. *Wear*. Vol. 233 – 235, 1999, pp. 674 – 684.
- Fernández, J.; Vijande, R.; Tucho, R.; Rodriguez, J.; Martin, A. Effect of cold deformation on the abrasive resistance of coatings with applications in the mining industry, *Wear*, 250-251, 28-31, 2001.
- Fleischer, F.; *Tribologia y Fiabilidad*. Mandeburgo .1985.
- García, A.; Varela, A.; Mier, J.; Camba, C.; Barbadillo, F. Estudio tribológico de aceros austeníticos tipo Hadfield: influencia del manganeso en su respuesta frente al desgaste. *Rev. metal*. Madrid, 46 (Número Extraordinario), 47-52, 2010.
- García, A.; Varela, A.; Mier, J.; Camba, C.; Barbadillo, F. Estudio tribológico de aceros austeníticos tipo Hadfield: influencia del manganeso en su respuesta frente al desgaste. *Rev. metal*. Madrid, 46 (Número Extraordinario), 47-52, 2010.
- González-Castellanos, R., *Principios básicos de escalado*. Edición electrónica, Ed. Universitaria, La Habana, Cuba. 2000.

- Gulden E.; Rosenblatt M.; Proc. R.; Soc. Lond., Ser. A361 (1978) 343.
- Hawk, J. A. Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation, wear abrasive. 225 (22): 1031-1042, 1999.
- He, L.; Lu, J.; Xiong, Y.; Jin, Z. Effect of alloying on austenite strength and abrasion resistance of high-manganese steel. Guizhou Gongye Daxue Xuebao, Ziran Kexueban vol. 29, 2,45-48, 2000.
- Hein, L.; Shewmon, P.; Effects of hardness on solids particles erosion mechanisms in AISI 1060 steel. Wear 89,291 – 302. 1983.
- Heredia, C.; (2012). "Austenitic Phase Stability Change in Strength Steels Manganese in the Heat Affected and Subject to impacts".
- Heredia, J.; 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, 2012
- Higuera Cobos, O.; Moreno Téllez, C.; & Gutiérrez Ramírez, M. " Evaluación de la resistencia al desgaste adhesivo del acero austenítico al manganeso sometido a ciclos térmicos.". Ingeniería y Desarrollo (2009).
- Higuera-Cobos, O.; Moreno-Téllez, C.; Suárez-Tovar, B. Evolución microestructural del acero austenítico al manganeso sometido a tratamiento térmico de temple y revenido. Revista Ingenierías Universidad de Medellín, vol. 9, No. 17, pp. 195-206, 2010.
- Higuera, O.; Trstancho, J.; Florez, L. Fundamentos teóricos de los aceros auteníticos al manganeso (aceros Hadfield). Scientia et Technica Año XIII, No 34, 231-236, 2007.
- Hoppert, S. Alumina ceramics: superior materials for protection against wear and corrosion. Alemania, Siegburg. 3-11, 1989.
- Hussainova, I.; Schade, K. Correlation between solid particle erosion of cermets and particle impact dynamics. Tribology International, 41 (14): 323-330, 2008.
- Hutchinsona. B.; y Ridley, N.; "On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel". Scripta Materialia 55, 2006, pp 299–302.
- Hutchings, I.; Solid particle erosive wear testing, ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation. 8 (5): 728-751, 2000.
- Hutchings, I.: Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. Oxford: Butterworth-Heinemann. 1992.

- Idrissi, H. On the mechanism of twin formation in Fe-Mn-C TWIP steels, *Acta Materialia*, vol. 58, pp. 2464-2476, 2010.
- Imay, Y.; Carbide precipitation by heating high manganese steel after solution treatment. The research institute from iron, steel and other metals 1962.
- Imay, Y.; Precipitation behaviours of austenitic steel of manganese chromium type containing vanadium. The research institute from iron, steel and other metals 1970.
- Janos, B.; Lugscheider, E.; Remer, P., Effect of thermal aging on the erosion resistance of air plasma sprayed zirconia thermal barrier coating. *Surface and Coatings Technology*. Vol. 113, 1999, pp. 278 – 285.
- Kragelski, I.; Kombatov, V., *Fundamentos de los cálculos de fricción y desgaste*, Mashinostroenie, Moscú. 1982.
- Kragelski, I.; *Friction and Wear*. Butterworth, London 1978.
- Lalonde, D.; Presence of carbides Austenitic Manganese Steel. 849.htm. Expert Metallography Forum Webb Site. 1998.
- Lambakakhar, O.; and Yu. I.; Paskal, "Dislocation structure and work-hardening of manganese steel", *Russian Physics Journal*, Vol. 16, No. 7, 1973, p. 910
- Lawn, B.; Evans, A.; Marshal, D.; Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Median/Radial Crack System. *Journal of the American Ceramic Society*. Vol. 63, No. 9 – 10, 1979, pp. 574 – 581.
- Lee, W; Chen, T. Plastic deformation and fracture characteristics of Hadfield steel subjected to high-velocity impact loading, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 216 (10): 971, 2002.
- Leslie W.; *Metallurgical Effects at High Strain Rates*, Plenum Press, New York, 1973, p. 571.
- Lleweuyn, D.; and R.C. Hudd. *Steels: Metallurgy and Applications*. 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1998.
- Mamani Calla, Pablo. (2001). "Estudio de resistencia al desgaste, por abrasión de aceros de baja aleación, aceros al manganeso y hierro fundido aleado".
- Marqués, C. Relação entre microestrutura e desgaste erosivo a frio e a quente em materiais cerâmicos à base de alumina. Tese (Doutorado em Engenharia) Escola de Engenharia, UFRGS. 2006.
- Mesa, D.; Sinatora, A. El desgaste de materiales enfrentarlo o dejarlo de lado y asumir riesgos, *Scientia et Technica* Año IX, No 22, 2003.
- Nam, P.; *Tribophysics*, Edit. Prentice Hall, USA. 1994.

- Outeiro, J.; Umbrello, D.; M'Saoubi, R. Experimental and numerical modelling of the residual stresses induced in orthogonal cutting of AISI 316L steel, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 46, 1786-1794, 2006.
- Ochoa, A.; Macías, R. Aspectos teóricos sobre el desgaste abrasivo en los elementos de trabajo de las máquinas agrícolas en Cuba. 2006.
- Permana, M.; Suratman, R.; Effect of solution treatment on Hadfield's Steel Microstructures. University of Pasundan. West Java. Indonesia. 2001.
- Qian, Lihe Xiaoyong Feng and Fucheng Zhang, "Deformed Microstructure and Hardness of Hadfield High Manganese Steel", *Materials Transactions*, Vol. 52, No.08, 2011, p.1623.
- Raghavan, K.; Sastri, A.; and Marcinkowski, M.; "Nature of the Work Hardening Behaviour in Hadfield's Manganese Steel", *Trans. TMS-AIME*, 1969, Vol. 245, p. 1596.
- Raymond, G.; Bayer, H.; *Mechanical wear prediction and prevention*, Edit. Marcel Dekker, 1994. USA.
- Roberts W.; "Deformation twinning in Hadfield steels", *Trans. TMS-AIME*, 1964, Vol. 230, p. 373.
- Sagaró, R.; Gómez, J.; Espinosa, L.; Carvajal, H., Rodríguez, C., Mecanismo de desgaste de materiales metálicos para martillos de molinos debido a la acción de partículas erosivas. *Tecnología Química Vol. XXVII (2)* 41 - 47, 2007.
- Saito, T.; "The γ phase Formation Range of Fe - C - Mn Alloys under Quenching Conditions", *Trans. Jpn Inst Metals*, Vol. 6, 1965, p. 240.
- Saller. G.; "Microstructural evolution of Cr- Mn-N austenitic steels during cold work hardening". *Materials Science and Engineering A 427*, 2006, pp. 246-254.
- Sastri, S.; *Proc. 3rdICSM*, Cambridge, England, Aug. Vol. 1, p. 596. Institute of Metals Monograph and Report Series, No. 36,1973.
- Shipway, P.; Hutchings, I., *Measurement of coating durability by solid particle erosion Surface and Coatings Technology*. Vol. 71, 1995, pp. 1 - 8.
- Subramanyan, D.; Swansiger, A.; and Avery, S.; "Austenitic manganese steel", *Metals Handbook*, ASM, Metals Park, 1990, Vol 1., p. 822.
- Tylczak, J.; *Abrasive wear in ASM Handbook*, Vol. 18 Friction, Lubrication and Wear Technology, printed in USA, 1992, p. 942.
- Vaughan, R.; Ball, A., *Hard Mater.* 2 (3 - 4) 1991 257 - 269.
- Valencia, Asdrúbal. "El acero Hadfield Revisitado"(2011).

- Verdeja, L.; González, R.; El desgaste de materiales en el crisol de horno alto: conceptos generales. Revista de minas. Madrid: No 13 y 14, 1996.
- Volosevich, P; Yu. V; Gridnev, and Yu. N.; Petrov, "Effect of manganese on packing defect energy in iron—manganese alloys," Fiz. Met.Metalloved., 1975, Vol.40, p. 554.
- Wada, S.; Ritter, J., Erosion of Ceramic Materials 71 Trans Tech Publications, Zurich, 1992.
- Wang, J.; Effect of Martensite and Austenite on Grinding Media Wear, Wear 122, 1998, págs. 285 - 299.
- White, C.; and Honeycombe, R.;"Structural changes during deformation of high-purity Fe–Mn–C alloys", J. Iron Steel Inst., 1962, Vol. 200, p. 457.
- White, C. H. and R. W. K. Honeycombe, "Structural changes during deformation of high-purity Fe–Mn–C alloys", J. Iron Steel Inst., 1962, Vol. 200, p. 457.
- Wiederhorn, S.; Lawn, R.; Strength Degradation of Glass Impacted with Sharp Particles: I, Annealed Surfaces. Journal of the American Ceramic Society. Vol.62, 1979, pp. 66 – 70.
- Zum-Gahr, K. Microstructure and wear of materials. Amsterdam. Elsevier. 1987
- Zlokarnik, M., Scale – up in chemical engineering. Ed. Wiley – VCH Verlag GmbH. Weinheim, Germany. 2002.

