



**INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

Características microestructurales, reticular y de microdeformación de aceros empleados en elementos moledores de clínquer

**Tesis presentada en opción al Título Académico de Master en
Electromecánica**

Autor: Ing. Eider Gresesqui Lobaina

**Moa-2018
“Año 60 de la Revolución”**



**INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

Características microestructurales, reticular y de microdeformación de aceros empleados como elementos moledores de clínquer

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Eider Gresesqui Lobaina

Tutores: Prof. Tit. Ing. Isnel Rodríguez González, Dr. C.

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

**Moa-2018
“Año 60 de la Revolución”**

Pensamiento:

Moa es algo más que ese brazo de horno ardiendo

Fernando Cabreja Garcell

Agradecimientos:

A Dios, Omnipresente.

A mi familia, por apoyar la idea.

A mis tutores, por la guía constante y por creer en mi capacidad
cognoscitiva.

A mis compañeros de trabajo, por asistir a cada actividad de preparación
para la defensa (de la tesis, claramente).

A los trabajadores de la Empresa Mecánica del Níquel (EMNi) de Moa, en
especial a Yoel Ochoa Mc Intosh.

A la Revolución cubana, sin ella somos algo parecido a una incertidumbre.

A Juan María Menéndez Aguado y Tu Le Manh, amigos extranjeros que
auxiliaron las carencias tecnológicas.

A todos los que desinteresadamente colaboraron con la investigación.

Dedicatoria:

A mi hijo y a mi esposa.

A mis padres y hermana.

A los abuelos, de cerca y en la distancia.

A la memoria de Fidel Castro Ruz, de seguro en el cielo.

A mis familiares y seres queridos.

A toda la poesía, que paciente espera ser tomada de una vez.

A Moa, a pesar de su empeño por sujetarme los pies.

Resumen

En el proceso de molienda de clínquer se presentan dificultades con las bolas, debido al desgaste prematuro, las mismas son fabricadas de las aleaciones AISI 51100 y AISI 1060 e importadas de países que la producen. Se obtuvieron muestras de esos elementos moledores, de la industria cementera cubana y se prepararon las probetas para la observación metalográfica, la que se realizó con el empleo de microscopía electrónica de barrido (SEM). Se utilizó el método difractométrico y las pruebas de desgaste, para determinar la aleación de mejores características. Las tensiones residuales se calcularon por el método del $\text{sen}^2\psi$, basado en el cálculo de la posición de la línea de difracción del plano (hkl) a medida que se varía el ángulo ψ . Las líneas seleccionadas fueron las de los planos (110), (200) y (211) de la fase ferrítica de los aceros estudiados. Los resultados muestran que en la deformación media de la red se manifiesta la presencia de tensiones residuales que inducen cambios en el espaciamiento interplanar, las que dan origen al ensanchamiento y corrimiento de los picos de difracción, dependiendo de la ubicación 2θ , se densifica la capa superficial y favorece la resistencia. Se evidenció que el acero AISI 51100, con durezas en el rango entre HRC 40-65, constituye la aleación más adecuada, la que garantiza propiedades microestructurales, difractométricas y mecánicas para la fabricación de dichos elementos moledores.

Abstract

The milling process has some difficulties, essentially with the balls, due to the premature wear, those elements are made out of alloys AISI 51100 and AISI 1060 and cared about of countries that produces it. It's were obtained samples of those grinding balls, used in the Cuban manufacturing cement industry for metallographic observation, with the electronic microscopy, it were also prepared test tubes for knowing the wear behavior. The diffractometric method allow for determine the alloy of better characteristics. The residual stresses were determined for the method of the $\sin^2\psi$, based in the calculation of the position of the line of diffraction in the (hkl) diagram, according to the variation of angle ψ . The selected lines belong the planes (110), (200) and (211), of the ferrite phase in the studied steels. The results evidence the presence of residual stresses that changes the inter-planar spacing, the ones that induces to give rise the enlargement and shift of the peaks of diffraction in the half a deformation of the net, depending on the position 2θ , make more dense the surface layer and favor the resistance. It became evident that the steel AISI 51100, with harnesses in the range between HRC 40-65, is the best-suited alloy, which guarantee the microstructural, diffractometrical and mechanics properties for manufacturing the aforementioned grinding elements.

TABLA DE CONTENIDOS	Pág.
INTRODUCCIÓN.....	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL DE LA INVESTIGACIÓN	5
1.1. Introducción.....	5
1.2. Procesos de molienda.....	5
1.2.1. Formas de la molienda con molinos de bolas	6
1.3. Generalidades microestructurales y de composición química.....	8
1.3.1. Efectos de los elementos de aleación en los aceros	12
1.4. Aspectos del proceso de deformación plástica	14
1.5. Incidencia del ordenamiento cristalino en la deformación	16
1.6. Determinación de tensiones residuales durante la deformación	17
1.7. Desgaste en bolas de molinos	18
1.7.1. Indicadores del desgaste	21
1.7.2. Pruebas de desgaste con bolas de molinos	22
1.8. Conclusiones del Capítulo I	23
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS.....	24
2.1. Introducción.....	24
2.2. Características de los materiales a ensayar.....	24
2.3. Métodos y condiciones para el experimento de desgaste.....	26
2.3.1. Criterios de selección de las variables	27
2.3.2. Matriz experimental utilizada para el desgaste gravimétrico	27
2.4. Preparación mecánica de las probetas	28
2.4.1. Encapsulado de las muestras para la observación microestructural.....	28
2.4.2. Desbaste y pulido de las muestras	28
2.4.3. Ataque químico empleado en las probetas.....	29

2.5. Observación microestructural a las muestras	29
2.6. Medición de las tensiones por el método difractométrico.....	30
2.6.1. Evaluación de las microdeformaciones	31
2.6.2. Determinación de la deformación.....	35
2.7. Evaluación de las propiedades mecánicas	36
2.7.1. Ensayos de dureza	36
2.7.2. Ensayo de desgaste gravimétrico	36
2.8. Procesamiento estadístico de la variación de masa	38
2.9. Conclusiones del capítulo 2	39
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	40
3.1. Introducción.....	40
3.2. Composición química de las muestras.....	40
3.3. Análisis microestructural de las muestras	41
3.4. Determinación del estado tensional en las aleaciones ensayadas	43
3.4.1. Análisis de la distancia interplanar no tensionada.....	43
3.4.2. Análisis de la distancia interplanar tensionada	45
3.4.3. Comportamiento del tamaño medio de la cristalita.....	46
3.4.4. Comportamiento de la deformación	47
3.4.5. Análisis de la deformación media de la red	47
3.5. Comprobación de las propiedades mecánicas de las aleaciones	48
3.5.1. Dureza de las aleaciones.....	48
3.5.2. Evaluación del ensayo de desgaste gravimétrico.....	49
3.6. Resultados del procesamiento estadístico	51
3.7. Valoración de las dimensiones ambiental y social	51
3.8. Ventaja de asumir la producción de bolas	52

3.9. Conclusiones del capítulo 3 53

CONCLUSIONES GENERALES 55

RECOMENDACIONES 56

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS 57

INTRODUCCIÓN

De los procesos más importantes en la molienda, los realizados en molinos horizontales resultan de especial interés. Esto se debe a que las operaciones de trituración, desmenuzamiento y cribado, son utilizadas con amplitud en actividades productivas de diversas industrias. A través de este propio proceso se adquiere el cemento, que como principio para innumerables actividades de construcción, representa un atractivo material base que puede fabricarse de forma similar en países que presenten esta tecnología.

El tema de los molinos horizontales, los medios moledores y en particular de las bolas para moler el clínquer, ha sido estudiado con anterioridad por varios autores. Los mismos han llevado a cabo investigaciones relacionadas con el balance poblacional de las bolas (Menacho & Concha, 1986); la relación entre factores microestructurales e impacto repetido en aleaciones de alto cromo (Albertin *et al.*, 2007); el diseño del molino (Alcántara, 2008); el comportamiento teórico durante la molienda (Rivera *et al.*, 2012) y la tecnología de fabricación de las bolas (Silot, 2014).

Se ha planteado que la problemática de la vida útil y la fiabilidad de las bolas en funcionamiento, está relacionada con el estudio de las leyes y mecanismos del desgaste ocurrido durante los períodos de explotación; pero también, del conocimiento de las estructuras internas y propiedades mecánicas de las aleaciones involucradas (Fernández, 2011). De esta forma se logra sugerir estructuras adecuadas y tratamientos en cuanto a los materiales.

Aunque se han realizados estudios en función de los molinos y de los cuerpos moledores, e independientemente de que en el mundo existan grandes fabricantes de estos como Magotteaux S.A., Supra steel y otros, pocos han sido dirigidos al estudio de las aleaciones de las bolas usadas en la industria cementera cubana (Silot, 2014).

En investigaciones recientes, Silot (2014) trata el tema de las bolas de los molinos desde el punto de vista tecnológico y de fabricación. Evalúa el tipo de aleación que asume la UEB de Fundición de la Empresa Mecánica del Níquel (EMNi) de Moa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche” para la fundición de las bolas en hornos de inducción y logra una tecnología, por el método de moldeo en arena con resina furánica autofraguante.

En la entidad antes mencionada se fabrican gran variedad de piezas, no solo para la industria del níquel de la localidad, sino para otros clientes, entre ellos los de la industria del cemento del Oriente y Centro del país (empresa “José Mercerón Allen” en Santiago de Cuba, “Cementos 26 de Julio” en Nuevitas-Camagüey y “Cementos Siguaney” en Sancti Spíritus). Actualmente, estas empresas reciben de la EMNi, servicios de venta de bolas de molinos, fabricadas de cuatro diámetros (60, 70, 80 y 90 mm). Sin embargo, en la industria cementera cubana, además de usar las bolas de producción nacional, se importan otras de países como China y España, fabricadas de acero AISI 51100 y AISI 1060, cuyas características es necesario valorar, debido a la necesidad de nuestro país de desarrollar nuevas tecnologías y sustituir importaciones para concentrar el consumo nacional en su propia producción.

Por tal razón se plantea la siguiente **situación problemática**

En la producción de materiales de la construcción de la industria cementera cubana, se emplean molinos con bolas de acero AISI 51100 y AISI 1060 simultáneamente, para la molienda del clínquer. Luego del proceso de molienda, ha sido obligatorio sustituir con frecuencia los referidos elementos molturadores, producto del deterioro causado por el efecto del desgaste evidenciado en estos. Sin embargo, no todos tienen el mismo comportamiento, puesto que unos se desgastan más rápido que otros y se desconoce al inspeccionar por el método visual, cuál es la aleación menos dañada. Esto afecta la producción de cemento por detenimiento del molino y por consiguiente, al desarrollo industrial del país; además de que limita la entrada de recursos económicos a la entidad y aumenta la frecuencia de emisión de polvo al entorno.

De lo anterior se infiere como **problema** de la investigación:

¿Cuál de las aleaciones de acero usadas en la industria cementera cubana (AISI 51100 y AISI 1060), presenta mejores condiciones mecánicas y microestructurales como elemento molidor de clínquer en molinos de bolas?

Se define como **objetivo general**:

Establecer el comportamiento microestructural y difractométrico de aceros sometidos a proceso de deformación plástica por acritud, durante la molienda de clínquer en molinos de bolas.

Como **objeto de estudio** se plantea:

Aleaciones de acero AISI 51100 y AISI 1060, empleadas para la molienda de clínquer.

Se establece como **campo de acción**:

Comportamiento microestructural y deformación reticular en aleaciones de elementos moledores de clínquer.

A partir del objetivo general declarado se establece la siguiente **hipótesis**:

La relación dureza-desgaste, el tamaño de grano y el comportamiento de la deformación reticular, en aceros AISI 51100 y AISI 1060, empleados en elementos moledores de clínquer, definen las características de estas aleaciones.

Para la investigación se establecen los siguientes **objetivos específicos**:

1. Definir las regularidades del comportamiento de las aleaciones que se emplean en la fabricación de elementos moledores de clínquer, así como las tensiones que surgen en ellos por las condiciones de carga de impacto.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con el estado tensional y las propiedades mecánicas, como la dureza y la resistencia al desgaste en las aleaciones.
3. Fundamentar a través del comportamiento microestructural, de las micro y macrotensiones, así como de la dureza y el desgaste, las variaciones que surgen en las aleaciones AISI 51100 y AISI 1060, empleadas en elementos moledores de clínquer.

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

1. Búsqueda bibliográfica relacionada con la molienda de materiales y las teorías del proceso de deformación plástica, así como del fenómeno del desgaste.
2. Planificación experimental relacionada con el efecto de las tensiones, la dureza y el desgaste que surgen en las aleaciones objeto de estudio.
3. Aplicación de técnicas de microscopía electrónica de barrido y de energía dispersa de rayos X, para definir las regularidades del comportamiento microestructural de aleaciones de bolas, así como de la dureza de las mismas.

4. Fundamentación de las variaciones que surgen en las diferentes aleaciones, así como de la selección de la más idónea para ser empleada como elemento moedor de clínquer en molinos de bolas.
5. Valoración económica, social y ambiental del proceso estudiado.

CAPÍTULO 1.
MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL DE LA
INVESTIGACIÓN

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL DE LA INVESTIGACIÓN

1.1. Introducción

Adquirir el conocimiento general de los elementos y procesos que se estudian, por medio del análisis de los resultados alcanzados en investigaciones anteriores y que tributan a los fenómenos presentes, es de vital importancia para arribar a conclusiones acertadas, sin correr el riesgo de perder tiempo en el alcance de resultados ya asumidos por la ciencia. De esta manera se aprovechan de manera eficiente los conocimientos y recursos heredados de otros investigadores.

Por lo anteriormente expuesto, este capítulo se realiza con el objetivo de realizar un análisis de la literatura donde se evidencie el empleo de elementos moledores y procesos de molienda, así como las teorías del proceso de deformación plástica de estos.

1.2. Procesos de molienda

A partir de reportes de Andréiev *et al.* (1987), se conoce que la trituración y el desmenuzamiento son procesos de disminución de las dimensiones de los trozos (granos) de los materiales, mediante la destrucción de los mismos por la acción de fuerza exteriores que superan las fuerzas interiores de cohesión, las que unen entre si las partículas del cuerpo sólido.

Las máquinas industriales utilizadas en el desmenuzamiento de minerales, son en su mayoría molinos de tambor, aunque existen en formas diversas como las de barras, bolas, autógenos y semi-autógenos, entre otros. El movimiento dentro de estos puede describirse como colisión con rotura inducida principalmente por impacto o como rodadura con rotura inducida principalmente por aplastamiento y desgaste (King, 2001).

También aporta King (2001) y Albertin *et al.* (2007), que el movimiento relativo de los medios molturantes está determinado por la acción del tambor, que a su vez, está influenciada por los revestimientos y los elevadores que evitan el deslizamiento entre la carga y la superficie del molino. El deslizamiento consume mucha energía y reduce la capacidad de la cubierta del molino para transmitir energía a la carga.

En investigaciones realizada por Alcántara (2008) y Diez (2008), se expone que el proceso de molienda es uno de los procesos principales y el final de las operaciones tecnológicas

en la fabricación del cemento. En el clínquer descargado del horno con la adición de cierta cantidad de yeso y otros componentes, se reducen a polvo fino, con lo que se obtiene el producto final (el cemento).

Se afirma además, que la fragmentación del mineral se produce a través de los procesos de presión (las partículas de menor tamaño son apretadas entre las más grandes), impacto (por los golpes y rebotes) y erosión (desgaste superficial de las partículas más grandes) de los materiales involucrados en el proceso.

1.2.1. Formas de la molienda con molinos de bolas

Según Cemex (1997), el proceso de molienda con molinos tubulares que tienen cuerpos moledores esféricos, además de ser los más usados en la industria del cemento, tiene diferentes categorías, que varían según varios aspectos como son la naturaleza del proceso (molienda húmeda o seca) y el número de cámaras en el molino.

Los circuitos de molienda que contienen materiales con humedades superiores a 25 % pueden considerarse procesos de vía húmeda, se consideran más eficientes que los procesos en vía seca, aunque en detrimento de esto, existe en los mismos un mayor desgaste en los cuerpos moledores y en el blindaje del molino. Por tal razón, el uso de esta molienda se hace cada vez menos frecuente. Es importante señalar que el proceso de molienda de clínquer se realiza únicamente por vía seca.

En las plantas industriales de producción de cemento y otros materiales, se encuentran la molienda de circuito abierto y de circuito cerrado. En molinos de circuito abierto, para mantener las especificaciones de finura del producto, comúnmente se realiza una molienda excesiva del material, lo que provoca un mayor desgaste en los revestimientos del molino y los cuerpos moledores, mientras que en circuito cerrado, la instalación de tamices a la descarga del molino ayuda a evitar la molienda excesiva y mejorar su rendimiento; en estos, el material que no tiene la finura óptima es recirculado al proceso. Con esto se consigue menor desgaste en los cuerpos moledores y un mejor control en la calidad del producto.

Para mejorar la eficiencia en la molienda se usan molinos de tres cámaras (figura 1.1), para asegurar un tamaño óptimo de las bolas según la granulometría del material. Estos poseen un canal de alimentación, por donde entra el producto a moler hasta la primera

cámara, en la que se colocan las bolas de mayor tamaño (90, 80, 70 y 60 mm) para que la masa de clínquer, que generalmente tiene un tamaño máximo de 100 mm, sea fraccionada por impacto con las bolas y el emplacado levantador.

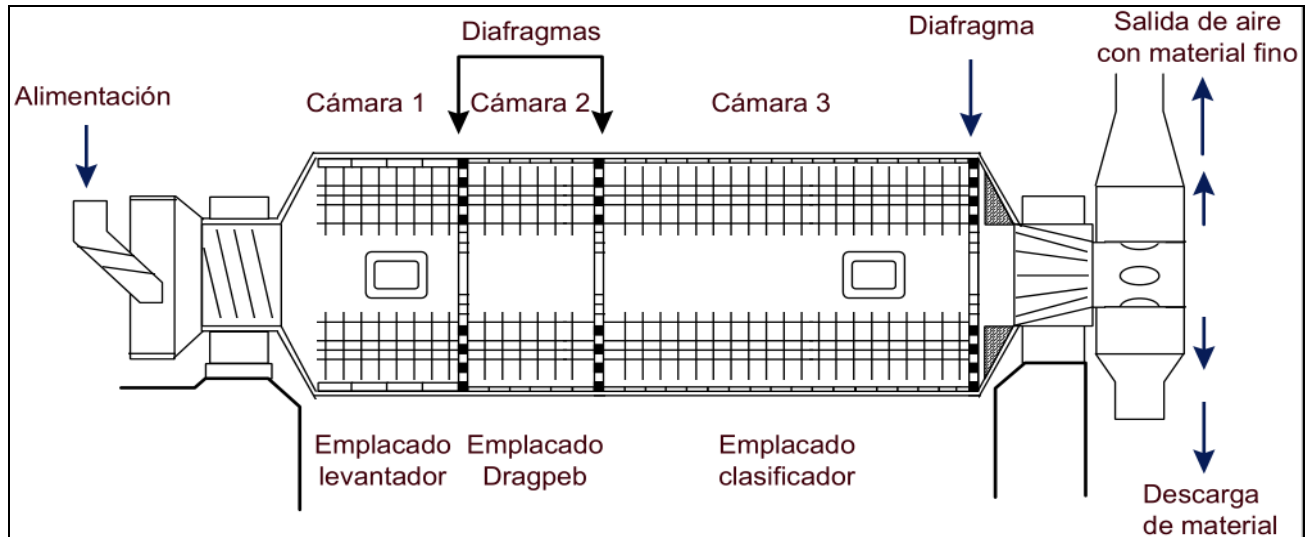


Figura 1.1. Esquema de un molino de tres cámaras. Fuente: Cemex (1997).

El material triturado en la primera sección pasa a través del diafragma y llega a la segunda cámara con emplacado Dragpeb o corrugado, donde se colocan bolas con diámetros de 60, 50 y 40 mm, que aportan una mayor superficie de contacto. De esta forma es menor el espacio libre entre ellas y el tamaño de la partícula tratada, por lo que la molienda en esta zona es por fricción o rozamiento.

A través de otro diafragma, el material molido pasa a la tercera cámara suministrada con Manicabillas o Cylpebs (cuerpo macizo con geometría ovalada y dimensiones de 25 mm de diámetro por 38 mm de longitud) para lograr una mayor finura en la molienda y con emplacado clasificador, para distribuir la carga de material. Así se mantiene el de mayor granulometría en la entrada de la cámara y el de menor tamaño se envía a la salida a través de otro diafragma, donde por medio de gases calientes que salen del molino, éstos son capturados por ciclones o colectores de polvos.

Cuando el tambor rotatorio del molino gira, los elementos moledores son elevados en el lado ascendente del molino, hasta que se logra un equilibrio dinámico, donde los cuerpos de molienda caen en cascada y en catarata sobre la superficie libre de los otros cuerpos alrededor de una zona muerta donde ocurre poco movimiento hasta el pie de la carga del

molino (Alcántara, 2008). En la figura 1.2 se presenta el esquema de movimiento de los medios moledores en un molino.

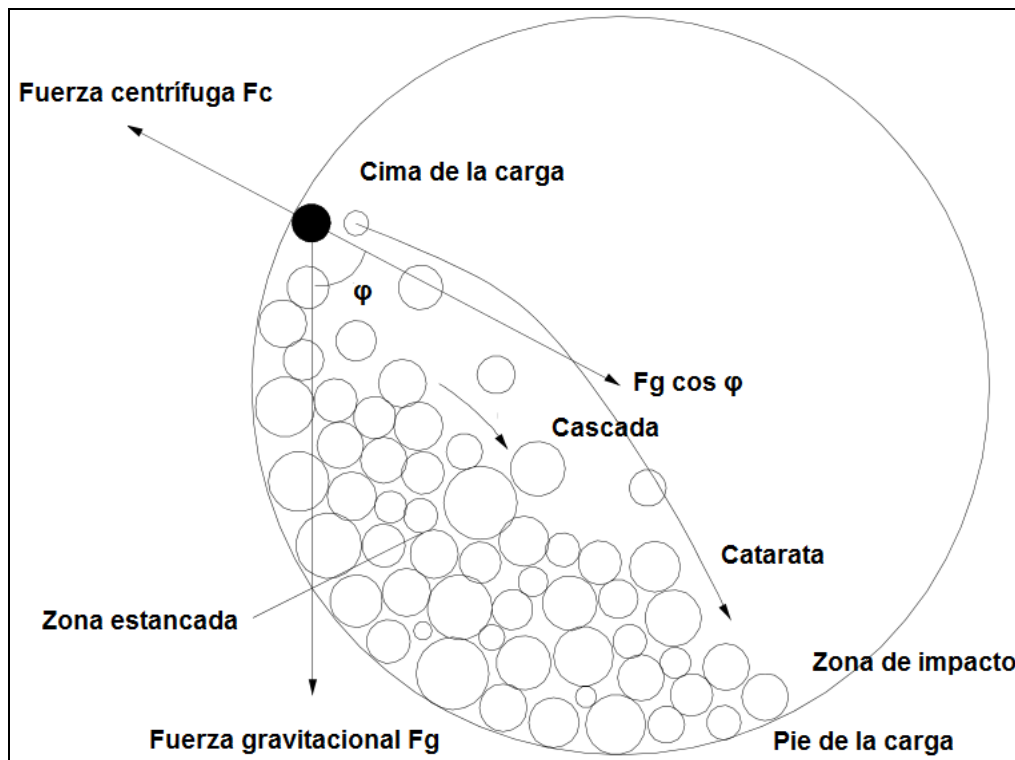


Figura 1.2. Movimiento de los medios en el molino. Fuente: King (2001).

A velocidades de rotación relativamente bajas o con revestimientos lisos, los medios de molienda tienden a rodar hacia el pie de la carga y la conminación que ocurre es principalmente abrasiva, por lo que se produce una molienda más fina. Sin embargo, a mayores velocidades de rotación, los cuerpos de molienda son proyectados sobre la carga para describir una serie de parábolas antes de descender en el pie de esta, lográndose una fisuración por impacto y un producto más grueso (King, 2001). Cuando la velocidad de rotación es crítica, la capa exterior de los medios de molienda se adhiere a la superficie interior del cilindro debido a la fuerza centrífuga. Normalmente, el rango de la velocidad de rotación del molino es entre 70 a 80 % de la velocidad crítica.

1.3. Generalidades microestructurales y de composición química

Los cuerpos moledores, por lo general son bolas de acero que pueden estar fabricadas por fundición o forjado. Como aleaciones hierro-carbono, tres de sus principales microconstituyentes son la austenita, la ferrita y la cementita, cada uno con características

propias, que al adicionar otros elementos y alterar controladamente la temperatura, ayudan a mejorar sus propiedades mecánicas, según Belzunce (2001) y Callister (2007, 2009). Entre otras combinaciones, pueden estar aleados al Cr-Mo o con Ni, para hacerlos más resistentes al desgaste por impacto y a la abrasión.

Acosta *et al.* (2000); Diez *et al.* (2008) y Putatunda & Bingi (2012), sugieren los hierros nodulares para la obtención de aleaciones con buenas propiedades de resistencia mecánica, debido a que son considerados materiales ferrosos que han evolucionado a través del tratamiento térmico (T.T.) de austemperizado, por lo que son aleaciones más competitivas y es considerado el tratamiento térmico como una valiosa y ventajosa alternativa en la sustitución de piezas de acero colado y forjado.

El objetivo de aplicar tratamiento térmico a los hierros nodulares, es el de promover la formación de microestructuras de ferrita acicular y austenita estable con altos contenidos de carbono, microestructura que recibe el nombre de ausferrita (Márquez *et al.*, 2006). Esta estructura proporciona al hierro nodular una elevada combinación de resistencia y ductilidad, características que han contribuido a hacerlo más viable en aplicaciones ingenieriles y donde se demandan mayores propiedades.

Para bolas de acero, la norma soviética Gost-977-75, propone tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido. La finalidad de aplicar el tratamiento de normalizado a las bolas es obtener una microestructura de ferrita (o cementita) y perlita. A una temperatura mayor que la de recocido se logra una austenita homogénea de grano fino. La transformación de la austenita tiene lugar a una temperatura inferior a la de homogeneización y en consecuencia de esto, tanto el grano de ferrita proeutectoide, como la separación interlaminar de la perlita se reducen, obteniéndose el afino del grano del acero, según aporta Belzunce (2001).

En el temple, la aleación con estructura de austenita, se enfría rápidamente a una velocidad mayor que la crítica y tiene lugar la transformación de la austenita por debajo de los 250°C. La estructura que se forma como consecuencia de la citada transformación se denomina martensita, y es la microestructura más dura y frágil de los aceros.

Según Días del Castillo & Reyes (2012), la martensita, que es una solución sólida sobresaturada de carbono en una red de hierro, después del temple, además de ser frágil

carece de ductilidad, por lo que es necesario aplicar un T.T. de revenido. Con este, la microestructura mencionada pierde carbono que precipita en forma de carburos.

La derivación conclusiva de estos T.T. es la obtención de una matriz de ferrita con una fina y distribuida dispersión de carburos diversos, con lo que se liberan los esfuerzos internos y se mejoran la ductilidad y la tenacidad del acero, pero sin eliminar la dureza obtenida en el templado.

De modo general, las bolas de molinos son fabricadas con diversa composición química, según se observa en varias investigaciones. Decasper (1981), recomienda determinados valores de dureza Rockwell C y composición química para algunas de estas, según se muestra en la tabla 1.1.

Tabla 1.1. Composición química y dureza de bolas forjadas y aleadas al cromo.
Fuente: Decasper (1981).

Bolas	Composición química (%)				Dureza superficial (HRC)
	C	Mn	Cr	Si	
Forjadas	0,5-1,0	0,8-1,2	0,8-12	---	35-42
Bajo Cr	2,8-3,3	0,1-0,4	0,1-0,4	0,4-0,8	45-50
Alto Cr	2-2,5	---	17	---	60-61

Según la empresa de origen belga, comercializadora de bolas Magotteaux S.A., una aleación que contiene aproximadamente 25 % de carburos ricos en Cr y una dureza del orden de los 65 HRC (Hander Rockwell C) es muy frágil. Sin embargo, esto no tiene importancia si se considera la forma masiva de los cuerpos molidores y la energía máxima que cada cuerpo puede recibir. Además, el riesgo de que la bola se fracture disminuye cuando los factores involucrados en el proceso están bajo control.

Expone Alcántara (2008) que la densidad de la pulpa de alimentación debe ser lo más alta posible, para garantizar un flujo fácil a través del molino. Es esencial que las bolas estén cubiertas con una capa de mena, para evitar el aumento del contacto metal-metal y el incremento del consumo de acero. El rango de operación normal de los molinos de bolas debe estar entre 65 y 80 % de sólidos en peso.

Plantea el mismo autor, que la eficiencia de la molienda depende del área superficial del medio de molienda y que la carga debe ser distribuida de modo tal que las bolas más grandes sean lo suficientemente pesadas para moler las partículas e mayor tamaño y más

duras. Una carga balanceada requiere de un amplio rango de tamaños de bolas, por lo que las agregadas al molino, generalmente son de tamaño más grande.

Entre todas las cuestiones importantes, son puntos particularmente cruciales el control de la austenita residual que se forma luego del tratamiento térmico y la salud interna (ausencia de rechupes en cada cuerpo moledor) de la bola, a fin de evitar todo fenómeno de rotura, tanto en la capa exterior (descascarillado) como en todo el volumen de la bola.

En 1954, Magotteaux S.A. produce una familia de aleaciones duras con un contenido de cromo superior al 10 %. Esto permite templar la matriz y hacerla martensítica, además de sustituir los carburos de hierro del tipo M_3C -cementita por carburos especiales ricos en Cr.

Para esta empresa, los nombres comerciales de las aleaciones más importantes son Maxicrom y Duogam 1 para la primera cámara y Hardalloy y Duogam 2 para la segunda cámara. El avance más extraordinario en cuanto a calidad de bolas, es el producto denominado Ecogam, destinado sobre todo a las primeras cámaras de los molinos, en los cuales se conjugan los efectos de abrasión, corrosión e impacto.

La estructura de base de estos cinco productos es la misma, aunque por su composición química son aleaciones diferentes como se muestra en la tabla 1.2, además de que el porcentaje de sus diferentes fases y su dureza varía.

Tabla 1.2. Composición química y dureza de aleaciones de bolas.

Fuente: Magotteaux S.A. (1954).

Aleación	Composición química (%)			% Austenita	% Carburos	Dureza HRC
	C	Cr	Otros			
Maxicrom	2,2	17	---	2	22	60
Hardalloy	3,0	12	---	8	30	65
Duogam 1	2,9	21	Mo: 0,8	2	30	63
Duogam 2	2,7	19	---	8	28	63
Ecogam 18	2,3	18	---	2	23	63
Ecogam 21	2,8	20	---	7	27	64

La empresa Supra steel, es especializada en el suministro de bolas de acero con posterior tratamiento térmico para molienda de minerales y áridos. Sugiere que todas las bolas de molienda deben garantizar un bajo desgaste, una baja tasa de rotura, alto poder de impacto y excelente esfericidad, además de una dureza y composición química adecuadas para el producto a moler (tabla 1.3).

Tabla 1.3. Composición química y dureza de bolas forjadas y fundidas.
Fuente: Supra steel (2011).

Bola		Composición Química (%)							Dureza (HRC)	
		C	Cr	Si	Mn	P	Cu	Mo		Ni
Forjada		0,9	≤1,0	0,38	1,1	≤0,04	≤0,1	≤0,25	≤0,1	55-65
Fundida	Alto Cr	2,6	17	≤1,0	≤1,5	≤0,06	---	≤1,0	---	55-65
	Bajo Cr	2,8	2,5	≤1,0	≤1,5	≤0,06	---	≤1,0	---	

Para nuestro país, la norma NC-13-05-83, especifica las características de aleación, tratamiento térmico y dureza en Harder Rockwell C (HRC) requeridas para la utilización de las bolas para la industria del cemento. Las características principales de composición química y dureza establecida por esta norma se muestran en la tabla 1.4.

Tabla 1.4. Composición química y dureza de las bolas según la norma cubana.
Fuente: NC-13-05-83.

Composición química						Dureza (HRC)
C	Mn	Si	Cr	S (Máx.)	P (Máx.)	
0,45-0,70	0,60-1,20	0,15-0,37	0,10-0,30	0,045	0,050	40-55

1.3.1. Efectos de los elementos de aleación en los aceros

El aumento de los elementos de aleación en aceros, provoca transformaciones en la microestructura existente. Lo mismo ocurre como consecuencia de la aplicación de tratamientos térmicos, lo que se refleja en un amplio rango de propiedades mecánicas, químicas y físicas, según reporta Rojas (2011) y Días del Castillo & Reyes (2012). El volumen de cambio de estas propiedades, depende de la cantidad de elementos aleantes introducidos y del carácter de su interacción con el Fe y el C.

Los elementos níquel, cobre, fósforo, silicio, aluminio y cobalto, normalmente aparecen disueltos en la ferrita (forman soluciones sólidas de sustitución), dado que su solubilidad en la cementita o su tendencia a formar carburos es muy baja. El efecto principal que origina la entrada en solución sólida de otros elementos en la ferrita es la distorsión de su red cristalina (diferente tamaño atómico), lo que produce endurecimiento de la ferrita (Belzunce, 2001).

Elementos como el cromo, el molibdeno, el vanadio, el niobio y el wolframio, aparecen disueltos y también forman carburos estables (generalmente más estables que la

cementita), aunque si están presentes en bajas concentraciones, entran en solución tanto en la cementita como en la ferrita. El manganeso no forma carburos, sino que suele aparecer disuelto en la cementita. Por otro lado, los elementos no carburígenos como silicio, fósforo, aluminio, níquel y cobre (en orden decreciente) dificultan la formación de cementita y en su lugar promueven la aparición del carbono en su forma más estable, es decir, grafito, según aporta Guliáev (1977).

El mismo autor plantea que el silicio, el manganeso, el aluminio, el calcio y el magnesio, presentes en cantidades muy pequeñas, forman inclusiones no metálicas (elementos residuales) del tipo de los óxidos y sulfuros.

Carbono (C): ingrediente fundamental en el acero, ejerce una gran influencia sobre las propiedades físicas y mecánicas. Se le puede encontrar combinado con el hierro en forma de carburo (o cementita con 6,67 % C) o en el estado libre de grafito (carbono libre o grafito). Eleva su resistencia al desgaste, la dureza y la templabilidad. (Skalki; Ronda, 1988).

Silicio (Si): es desoxidante y desgasificante. Aumenta la resistencia a la tracción, la dureza y la conductividad magnética. Algunos autores como Krause (1969) y Janowak & Gundlach (1987) plantean que el silicio disminuye la solubilidad del carbono en la austenita y favorece la difusión del carbono, por lo que beneficia la formación de grafito a partir de la descomposición de los carburos primarios. Las cantidades de silicio deben ser calculadas a partir del carbono total, la velocidad de enfriamiento y el espesor de la pieza.

Manganeso (Mn): elemento que se agrega en la fusión para desoxidar y desgasificar el acero. Aumenta la dureza, la resistencia a la tracción, a la abrasión y al desgaste. Ejerce una acción opuesta a la del silicio, pues favorece la formación de carbono combinado, uniéndose fácilmente con el hierro y el azufre. Se distribuye entre la austenita, la ferrita y la cementita. Disminuye la temperatura de transformación eutectoide de la austenita, aumenta el intervalo de esta y disminuye la concentración de carbono en la transformación eutectoide y en la transformación eutéctica (Belzunce, 2001).

Níquel (Ni): aumenta la resistencia a la tracción y la dureza sin sacrificar tenacidad. También aumenta la resistencia a la corrosión cuando se introduce en cantidades de al menos 8 %, según Días del Castillo & Reyes (2012).

Cromo (Cr): aumenta la dureza, la tenacidad y la resistencia a la tracción. Produce resistencia a la abrasión, al desgaste, a la corrosión y a la oxidación. De acuerdo con investigaciones desarrolladas por Honeycombe (1981), el cromo y el molibdeno son elementos que favorecen la formación de ferrita y carburos como la cementita aleada y otros.

Molibdeno (Mo): aumenta la dureza, la tenacidad y la resistencia a la tracción y a las temperaturas elevadas. Excepto al carbono, tiene el mayor efecto endurecedor, reacciona con el cromo, el cobre y el níquel para endurecer la matriz. De la misma forma influye en el tamaño del grano durante la deformación en frío (Luffe, 1994).

En general el molibdeno disminuye la solubilidad del carbono en la fase alfa. No es un grafitizador, ni un estabilizador fuerte de carburos, esto es lo que explica por qué puede ser adicionado a la carga metálica sin variar prácticamente su carácter.

1.4. Aspectos del proceso de deformación plástica

El endurecimiento de una aleación se pone de manifiesto tanto mecánica, como microestructuralmente. Desde el punto de vista mecánico, ocurre un aumento en la resistencia del material durante la deformación irreversible cuando la tensión aplicada supera su límite elástico. En este caso se tiene como consecuencia el aumento de la dureza. A nivel microestructural, se manifiesta en un aumento de la densidad de las dislocaciones y se activan las fuentes que generan a estas del tipo Frank-Read¹ y la formación de celdas de subgranos (Fernández, 2011).

Los estudios sobre la microestructura resultante de la deformación en el aluminio (Gourdet y Montheillet, 2000), y sobre acero ferrítico (Belyakov *et al.*, 1998), han mostrado que se trata de formación de nuevos granos, con mecanismos diferentes de deformación dinámica continua.

Las bandas de cizalladura que se forman como consecuencia de la heterogeneidad de la deformación, debida a la inestabilidad durante el proceso de deformación, también son un sitio de nucleación para varios materiales como el aluminio Hjelen *et al.* (1991) y acero

¹Frank-Read: La fuente Frank-Read es un mecanismo basado en la multiplicación de dislocación en un plano de deslizamiento bajo tensión de corte.

Ushioda *et al.* (2000). Los mecanismos de nucleación en las bandas de cizalladura no parecen ser claros y la orientación de los nuevos granos depende de cada material, según Humphreys y Hatherly (1995).

Nes (1998), concluye que la evolución de la subestructura durante la deformación plástica depende de tres parámetros fundamentales que son las que controlan el proceso de las dislocaciones; el primero es la probabilidad de que una dislocación móvil pueda detenerse por las subestructuras que se forman en el interior de las celdas, en los bordes de celdas preexistentes y en los bordes de las nuevas celdas; el segundo es establecer un sistema de compatibilidad capaz de cuantificar las dislocaciones almacenadas en un determinado parámetro de deformación y el tercero es dar una descripción analítica sobre la distribución de dislocaciones, incluyendo las que se forman en las estructuras de las celdas.

La etapa de endurecimiento por deformación siempre está relacionada con la evolución de la densidad de dislocaciones durante el proceso de deformación, parámetro fundamental de esta etapa.

Si se tiene en cuenta que la variación de la densidad de dislocaciones es una consecuencia del balance entre las dislocaciones almacenadas y la hipótesis de que el recorrido medio de dislocaciones es una constante geoméricamente impuesta, según Bergström y Aronsson (1972) y Laasraoui y Jonas (1991), para una aleación de bajo contenido de carbono, Cabrera *et al.* (1997) para un acero microaleado de medio carbono 38 Mn SiVS5 y Caraballo (2004) sobre un acero Hadfield, explican que cuando un grano se deforma, conduce a un incremento del volumen de dislocaciones en la matriz.

El trabajo en frío, según Moreno (2005), aumenta la cantidad de tensión necesaria para el deslizamiento, el hecho se puede relacionar con la teoría de la dislocación ya que la red cristalina deformada del material impide el movimiento de las dislocaciones y la dislocación bloqueada solamente puede desplazarse si se incrementa la tensión, de esta forma, una aleación endurecida por deformación se puede someter a tensiones mayores que el mismo material recocido antes de que ocurra la deformación, esto es fundamental en la consolidación de las aleaciones.

Según Lebedko (1982); Kukielka (1989) y Dogan *et al.* (1997), el efecto del trabajo en frío, superpuesto al efecto de endurecimiento de la fase sólida, da lugar a la obtención de una aleación más resistente que el que se podría producir por cualquier otro tratamiento. Las magnitudes de las tensiones en la red cristalina se verán influenciadas por los parámetros de las cargas aplicadas al material y la velocidad de aplicación de dichas cargas, entre otros factores, que someten el enrejado cristalino a esfuerzos de tracción y compresión, las cuales actuarán en el mismo sentido o en sentido contrario a las provocadas por los desplazamientos de los cristales, cuyos átomos constituyen barreras u obstáculos al movimiento de las dislocaciones (Callister, 1999 y Pero-Sanz, 2000).

El afino del tamaño de grano es el único mecanismo que permite mejorar al mismo tiempo las propiedades de tenacidad y resistencia (Pickering y Gladman, 1963), por lo que constituye un factor de vital importancia en la consecución de elevados grados de endurecimiento.

1.5. Incidencia del ordenamiento cristalino en la deformación

Plantean Niberk (1987) y Michael *et al.* (2002), que el concepto de textura recoge la orientación preferencial de determinadas direcciones cristalográficas, orientadas hacia el eje de aplicación del esfuerzo, la cualidad de la orientación es función del tipo de estructura cristalina y de la conformación plástica efectuada, mientras que el grado de orientación, es función del grado de deformación alcanzado.

Según Callister (1999); Pochettino y Sánchez (1999), en los cristales metálicos del sistema cúbico centrado en el cuerpo, la deformación comienza en unos planos de deslizamiento determinados que constituyen el sistema primario de deslizamiento, pero a medida que la deformación continúa, van apareciendo deformaciones en otros planos, constituyendo los sistemas secundario y terciario de deslizamientos. La capacidad de los cristales cúbicos de deformarse en más de un sistema guarda estrecha relación con la gran acritud que adquieren en la deformación, muy superior a la de los cristales hexagonales.

Al analizar los sistemas cristalinos Kruschov (1957); Lin *et al.* (2001) y Ogburn (2001), confirman que las aleaciones simples de estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo son más desgastadas que aquellas de estructura hexagonal compacta y estas últimas son menos endurecidas por deformación plástica, ya que poseen un solo plano simple de

desplazamiento normalmente activo, mientras que las cúbicas tienen una gran cantidad de planos equivalentes, multiplican el deslizamiento y las altas concentraciones de dislocaciones y por tanto, un alto trabajo de endurecimiento incrementado en el material por la deformación plástica en la superficie.

En consideración con las direcciones cristalográficas, El Axir y Serage (1988), indican que en la deformación de policristalina, el plano de deslizamiento gira a medida que la deformación se lleva a cabo, la deformación de los policristales también resulta de la rotación de planos y ejes, debido a la interacción con los granos adjuntos, las rotaciones son muy complejas y los alineamientos de los granos con respecto al eje y al plano de deformación son empíricamente determinadas, estas alineaciones son llamadas texturas cristalográficas. Las alineaciones que son debidas a la deformación, son llamadas texturas de deformación, surgen texturas cuando la deformación del material es muy grande.

Analiza Inal *et al.* (2005), que al someter una aleación con estructura cúbica a la acción de cargas que sobrepasen el límite de fluencia, después de eliminarlas, persistirá la deformación, si se vuelve a situar al material bajo la acción de cargas, su actitud para la deformación plástica habrá disminuido y el límite de fluencia se elevará; significa que la aleación se ha endurecido por acritud.

1.6. Determinación de tensiones residuales durante la deformación

Los diagramas de difracción permiten solamente obtener una estimación de las tensiones residuales, debido a que sólo se pueden analizar los planos cristalinos difractantes paralelos a la superficie de la capa endurecida. Para efectuar una descripción completa de las tensiones residuales en cristales, se requiere entonces analizar los planos difractantes no paralelos a la superficie de la muestra, entonces se miden por rayos X los desplazamientos en el ángulo de difracción 2θ , para distintas orientaciones en un ángulo ψ , que forma la normal a los planos, con la normal a la muestra a partir de un estado biaxial de tensiones y con el conocimiento de las constantes elásticas del material, se determinan las tensiones por el método del $\text{sen}^2\psi$ vs. $d_{\phi\psi}$ (Hauk y Macherauch, 1984 y Rocha *et al.*, 2009).

Rocha *et al.* (2009), consideran que el método únicamente puede usarse en capas policristalinas y no funciona correctamente cuando existen gradientes de tensiones o tensiones tangenciales que invalidan las aproximaciones realizadas, si en lugar de obtener una recta se obtiene una curva con oscilaciones quiere decir que la capa está texturada, por lo que al variar ψ , se hacen patente las anisotropías en el plano. También pueden obtenerse curvas diferentes para las ramas positiva y negativa, idealmente iguales. La desviación respecto al modelo se debe a la presencia de tensiones tangenciales, una curvatura al inicio de la recta significaría que existe un gradiente de tensiones en la dirección perpendicular al plano de la capa.

Cullity (1967); Prevey (2000); Sakai y Tamura (2000) reconocen que las macrotensiones son homogéneas a escala macroscópica al menos en una dimensión. Las microtensiones pueden existir incluso en ausencia de macrotensiones, son inhomogéneas a escala microscópica, pero aleatoriamente distribuidas a escala macroscópica, las microtensiones son causadas por macrotensiones debido a incompatibilidad elástica entre microdominios (granos cristalinos) y a deformaciones plásticas diferentes entre distintos microdominios, otras causas son: precipitados de fases cristalinas, recristalización de microdominios amorfos, inclusión de impurezas, implantación iónica, absorción de gases y corrosión.

Cuando una capa está tensionada, los parámetros de red de la estructura cristalina están distorsionados respecto a los de la estructura libre de tensiones, en el caso más general, tensión y deformación son magnitudes tensoriales de segundo orden.

1.7. Desgaste en bolas de molinos

El desgaste es un proceso complejo que se produce en las superficies de los cuerpos sólidos debido a la fricción de otro cuerpo o medio, trayendo por consecuencia la variación de la macro y microgeometría superficial, de la estructura y de las propiedades de las capas superficiales (Álvarez, 1999).

Coincidentemente con esta definición, Sampén (2003) plantea que el desgaste es la pérdida de material de la interface de dos cuerpos, cuando se les ajusta a un movimiento relativo bajo la acción de una fuerza.

Investigaciones desarrolladas por Álvarez (1999) plantean que la molienda implica el movimiento relativo entre los materiales involucrados en el proceso, ya sean de aleaciones

metálicas o no y de forma general, en esta se han identificado cuatro mecanismos básicos de desgaste superficial entre los materiales (abrasivo, por fatiga superficial, adhesivo y mecánico-corrosivo), los cuales están estrechamente relacionados entre sí. Sin embargo, a partir de la concepción de que el desgaste está dado por el efecto de la fricción y de que esta tiene una naturaleza dual se establecen dos mecanismos básicos: adhesivo y mecánico.

Por el autor antes mencionado se conoce que el “mecanismo mecánico” depende en primer lugar de las deformaciones elasto-plásticas, que tienen lugar en las microirregularidades en contacto y de la magnitud de las tensiones térmicas. Este tipo de deterioro origina diferentes niveles de defectos de la estructura y el incremento de las tensiones residuales. Puede presentarse en forma de fatiga superficial durante el contacto elástico o plástico de las capas superficiales o en forma de microcorte, debido a una penetración profunda de las asperezas duras sobre las superficies blanda, o producto de la acción de partículas abrasivas libres proveniente del medio.

También aparece como deformación plástica de la macrogeometría en los casos de uniones de rozamiento sometidos a grandes cargas, velocidades lentas y materiales de baja dureza; en este caso solo hay variación de la macrogeometría.

Por su parte, en el “mecanismo adhesivo” existe formación de una fuerte unión entre las aleaciones en las áreas reales de contacto como resultado de la fricción, de los procesos de deformación mutua y a temperaturas inferiores a la de recristalización. Aquí, la generación de calor producto de la fricción, produce un incremento rápido de la temperatura en los puntos de contacto, lo que ocasiona “difusión” en la interface. La atracción molecular (cohesión) produce una unión adhesiva (micro-soldadura) de las asperezas en contacto; el movimiento relativo de los cuerpos cizalla esta unión y produce la transferencia de material de un cuerpo hacia otro y la generación de partículas de desgaste.

Del mismo autor (Álvarez, 1999), se infiere que durante la molienda, también existen procesos térmicos que surgen como consecuencia de la acción del calor generado durante la fricción entre los materiales involucrados. Este tipo de deterioro está relacionado con los cambios del estado físico de las fases de los materiales o de sus estructuras.

Se conoce que cuando el molino de bolas está en funcionamiento y los medios moledores son elevados, para luego caer sobre la superficie libre de los otros cuerpos ya sea en cascada o catarata, están expuestos a las tensiones de contacto que surgen durante la compresión mutua bajo la acción de las fuerzas externas. En este primer momento las bolas están en un estado tensional volumétrico, donde no se pueden deformar libremente en la zona de contacto (Álvarez, 1999).

Cuando en el material de las bolas excede el límite de resistencia a la tensión que se produce por el contacto sólido-sólido con el clínquer, con las propias bolas y con el recubrimiento del molino, forma un sistema tribológico², y comienza el proceso de desgaste. En este, la fricción dinámica y de choque no es consecutiva, sino que depende de la distancia sobre la cual los sólidos son desplazados y de la calidad superficial de los cuerpos, mientras que en el contacto entre las superficies de las bolas y el clínquer, influye de manera decisiva las irregularidades superficiales y la dureza obtenida durante la elaboración de estos.

En el desgaste que ocurre por la interacción entre las bolas y el clínquer, se considera solamente la rugosidad superficial del cuerpo más duro. Corresponde este ejemplo al modelo conocido como duro-blando, como muestra la figura 1.3 a).

Por otra parte, si se evalúa el contacto entre bolas, se debe considerar la rugosidad superficial de ambos cuerpos. Se conjuga este caso al modelo duro-duro, mostrado en la figura 1.3 b). Esta interacción es indeseable para el caso en estudio, pues conlleva a un mayor deterioro de los cuerpos moledores, por lo que se requiere que durante la molienda exista un equilibrio entre la cantidad de material a moler y la cantidad de bolas.

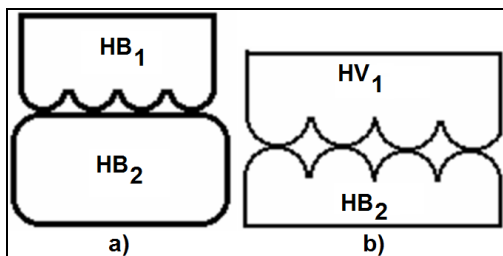


Figura 1.3. Modelos físicos de contacto. a) duro-blando y b) duro-duro. Fuente: Álvarez (1999).

²Tribología: ciencia que estudia las superficies friccionantes en un sistema mecánico y dinámico, según Álvarez (1999).

1.7.1. Indicadores del desgaste

Para conocer los indicadores del desgaste se asumen los criterios de Álvarez, 1999. El mismo plantea que los avances alcanzados por la tribología han establecido determinados parámetros que caracterizan al desgaste. Estos parámetros se reconocen como indicadores y permiten evaluar, estudiar, caracterizar y diagnosticar dicho proceso. A partir del método empleado para la determinación de sus valores absolutos, el mismo puede ser lineal (W_h), gravimétrico (W_g) o volumétrico (W_v).

El desgaste lineal se expresa en milímetros, se utiliza cuando los valores absolutos del desgaste son de medianos a altos y está fundamentado en la medición de las dimensiones de las piezas antes y después del ensayo de desgaste, la exactitud de este método depende de la calidad de los medios de medición que se utilicen. Para la determinación de los valores absolutos del desgaste mediante este método, se utilizan instrumentos tales como calibres interiores y exteriores, dispositivos ópticos, microscopios instrumentales y universales, micrómetros exteriores e interiores, indicadores de carátula y otros. Si se conoce el desgaste lineal es posible determinar la intensidad lineal del desgaste (I_h).

El desgaste volumétrico se expresa en milímetros cúbicos, se fundamenta en la medición del volumen antes y después del proceso de desgaste. Es también usado con frecuencia y al igual que el desgaste lineal, requiere de medios de medición de alta precisión. Este generalmente se determina a partir del indicador lineal del desgaste.

El método gravimétrico generalmente se utiliza para la determinación del desgaste de piezas de pequeñas dimensiones, las cuales se pesan antes y después del proceso de desgaste. Por esta razón, el valor de este indicador se expresa en gramos. Antes del pesaje, las piezas deben ser lavadas y secadas para eliminar partículas, polvos, residuos del propio desgaste, grasas y otros elementos ajenos al proceso.

Este método no se recomienda en los casos en que las dimensiones de las piezas cambian, no solo como resultado del desprendimiento de partículas de la superficie de los materiales, sino también debido a las deformaciones plásticas, así como para la determinación del desgaste de materiales porosos bajo regímenes de fricción lubricada.

1.7.2. Pruebas de desgaste con bolas de molinos

Las magnitudes relativas de los componentes de desgaste proporcionan una base para la optimización de las propiedades químicas y metalúrgicas de las bolas en una situación de molienda dada. Vermeulen & Howat (1986), sostienen que estas propiedades son también indicadores útiles de la intensidad relativa en las interacciones abrasivas y de impacto que operan en la reducción del tamaño de las partículas minerales.

Márquez *et al.* (2006), realiza el estudio de la sustitución de bolas de molienda para minerales, originalmente fabricadas de hierro blanco aleado y acero por bolas de hierros nodulares y vermiculares fabricadas por el método de modelo perdido (*lost foam*), sometidas a procesos ADI y CAVI (*Austempered Ductile Iron* y *Carbide Vermicular Ductile Iron*) respectivamente.

El hierro nodular, se controla para tener una matriz de perlita y ferrita. Los resultados experimentales mostraron un comportamiento de desgaste relativamente bajo y constante a partir del minuto 90 de molienda, en donde la variación de pérdida de peso fue aproximadamente de $0,02 \pm 0,003$ g, comparado con el hierro blanco, con pérdida de peso promedio de $0,013 \pm 0,002$ g; hecho que no lo pone en desventaja puesto que el hierro ADI tiene una resistencia al impacto mucho mayor que la del hierro blanco.

Por su parte, en el hierro vermicular se obtuvo una fracción de carburos en la microestructura. La pérdida de peso durante el ensayo de desgaste es menor que la de los hierros nodulares con ADI, siendo esta de 0,07 % después de 6 h de ensayo.

Rivera *et al.* (2012), hace un análisis del desgaste a través de la prueba de la bola marcada, para lo que toma 196 bolas de 90 mm de diámetro. Emplea bolas con contenido de carbono, cromo y valor de dureza de 2,9 %, 22 % y 63 HRC respectivamente y otras con valores de 2,65 %, 19,5 % y 63 HRC. La base de datos fue tomada de un molino industrial utilizado para el proceso de molienda en húmedo. Se realiza seguimiento durante 5 368 horas con muestreos entre 500-600 horas.

Este autor dedujo que la ley de desgaste que gobiernan las bolas en el molino corresponde a una cinética de desgaste de orden cero o una velocidad de desgaste constante, tal y como lo afirma Menacho & Concha (1986). Para estas condiciones, se encontraron tres tipos de desgaste, uno fue el de “abrasión pura y desgaste isotrópico”,

ocurrido por micromecanizado y rayado de las superficies. En éste caso, la velocidad de disminución de su diámetro característico es constante en el tiempo.

Las otras formas de desgaste fueron de “impacto puro y desgaste isotrópico”, donde la disminución de masa ocurre por microfractura. Aquí la velocidad de pérdida de masa es proporcional a la fuerza del impacto, la cual depende solamente del peso de los cuerpos molidores. Además del modo de desgaste de “corrosión-erosión pura y desgaste isotrópico”, donde la constante cinética es función de las condiciones electroquímicas del medio.

Es notable el interés de disímiles investigadores por el conocimiento acerca de las aleaciones de las bolas de los molinos y su comportamiento. Este hecho acarrea como consecuencia la unión de varias ciencias como la tribología y la ciencia de los materiales. Con tal fin se aprecia el empleo de varias técnicas con las cuales se evidencian los indicadores y formas del desgaste en varias muestras estudiadas. Se encuentra con mayor frecuencia los métodos lineal (W_h), gravimétrico (W_g) y volumétrico (W_v), usados por autores antes mencionados como Márquez *et al.* (2006), Rivera *et al.* (2012). Sin embargo, es muy escasa la literatura que trata el tema de los elementos molturadores desde el punto de vista microestructural y difractométrico, por lo que es de vital importancia realizar investigaciones en esta dirección de la ciencia.

1.8. Conclusiones del Capítulo I

El análisis de las fuentes bibliográficas consultadas permite plantear las siguientes conclusiones:

1. Las bibliografías consultadas no muestran las regularidades del comportamiento microestructural y difractométrico de aleaciones de bolas empleadas en los procesos de molienda de clínquer.
2. Las bolas de los molinos deben ser sometidas a tratamientos térmicos, para obtener mejores formas de la microestructura, debido a que existe gran interrelación entre esta, la composición química y la resistencia a la abrasión y al impacto.
3. Las tensiones residuales caracterizan el nivel de tensionamiento en aceros deformados plásticamente y su determinación se puede realizar a partir de la difracción por rayos X.

CAPÍTULO 2.
MATERIALES Y MÉTODOS

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Las investigaciones del proceso de desgaste y deterioro de piezas, en la actualidad se sustentan en ensayos y experimentos característicos de la rama de la Ciencia de los Materiales (ASM Handbook, 1998), la que ha sido siempre una potente herramienta para la verificación de hipótesis, el tratamiento de aleaciones y la solución a problemas.

Por tal motivo, el objetivo de este capítulo es establecer los métodos, procedimientos y condiciones de ensayos para determinar el comportamiento microestructural, difractométrico y la resistencia al desgaste de las bolas estudiadas.

2.2. Características de los materiales a ensayar

Las aleaciones de bola en estudio son de acero AISI 51100 y AISI 1060. Su composición química según las normas *American Iron and Steel Institute (AISI)* y *Society of Automotive Engineers (SAE)*, se muestra en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química según la norma AISI-SAE. Fuente: Aceros SISA (2013).

Aleación	Composición química (%)							
	C	Si	Mn	P (máx.)	S (máx.)	Cr	Ni	Mo
AISI 51100	0,95-1,10	0,20-0,35	0,25-0,45	0,025	0,025	0,90-1,15
AISI 1060	0,55-0,65	...	0,60-0,90	0,040	0,050

El análisis de la composición química de las aleaciones de bolas, para verificarlas con los estándares y establecer su correspondencia, se realiza con un espectrómetro cuántico de masa con atmósfera de argón, del tipo OBLF, marca Gs 1000-II, ubicado en el Laboratorio de Análisis Químico del Taller 08 (Fundición) de la Empresa Mecánica del Níquel de Moa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”. Se ensaya una muestra de cada aleación, para lo que se somete cada una a tres momentos de chispas y se obtiene un promedio individual de los diferentes elementos que integran cada aleación.

Antes de verificar los componentes de aleación de las muestras, estas se limpiaron de óxidos y grasas en una muela abrasiva y luego sobre una lija rotatoria.

La microestructura de la figura 2.1, muestra la estructura metalográfica típica de una aleación hipereutectoide, acorde con el acero AISI 51100. Sus principales

microconstituyente son la cementita proeutectoide y la perlita, formada esta última a partir de la transformación isotérmica de la austenita con 0,77 % de carbono a 727°C en el constituyente eutectoide (ferrita más cementita). La perlita de los aceros tiene la morfología típica de los constituyentes eutectoides, una disposición fina de láminas adyacentes de las dos fases.

Coincide Fernández (2011), en que estructuralmente, la perlita es una mezcla mecánica formada por planos de ferrita más cementita secundaria, menos dúctil que la ferrita, por lo tanto, el endurecimiento se obtiene con pequeñas magnitudes de fuerza, pues la misma aplicada durante más tiempo provocará una deformación plástica. La ferrita, respecto a la perlita, presenta mayor plasticidad y posibilidades de deformación al poseer menor cantidad de carbono.

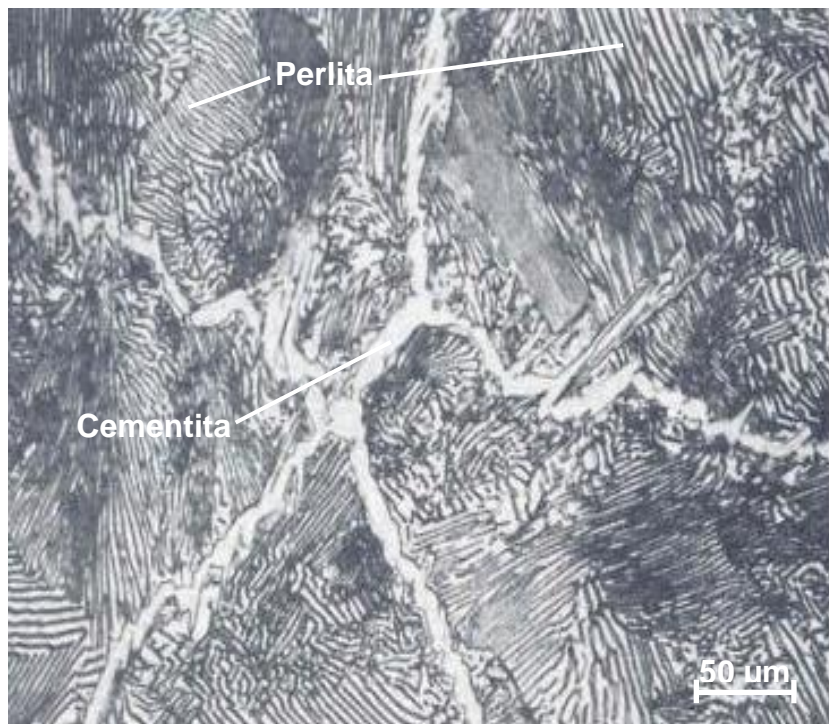


Figura 2.1. Muestra patrón de un acero de tipo hipereutectoide.

La cementita proeutectoide aparece a partir de un enfriamiento desde la zona austenítica, antes de que la perlita aparezca, por lo que queda la parte formada por los límites de grano como una red continua de cementita, mientras que el interior de los granos se transforma en perlita, cuando continúa el enfriamiento por debajo de los 727 °C.

La figura 2.2 pertenece a la muestra metalográfica patrón de un acero hipoeutectoide, conforme con el acero AISI 1060. Está formado por una mezcla de ferrita más perlita. La ferrita es uno de los constituyentes simples del acero, es una solución sólida de inserción del carbono en el hierro α . Es magnética por debajo de 770°C y es el constituyente más blando de los aceros, debido en este caso a su bajo contenido en carbono.

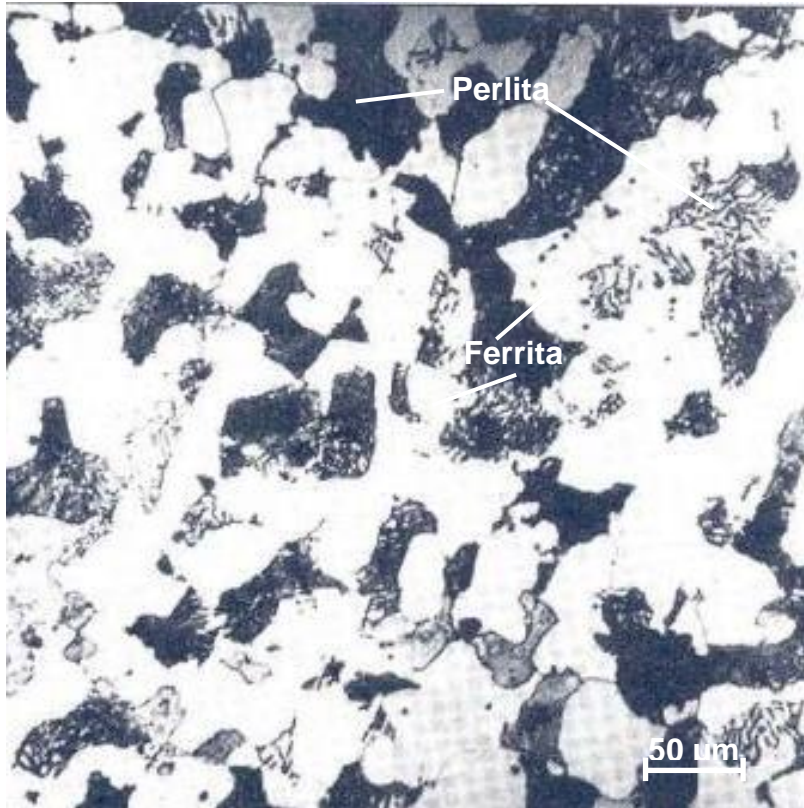


Figura 2.2. Microestructura patrón de un acero hipoeutectoide.

2.3. Métodos y condiciones para el experimento de desgaste

Las variables a estudiar en el diseño de experimentos son las siguientes:

Variable de entrada (factor):

- Dureza del material

Variable de salida (de respuesta):

- Variación de masa

2.3.1. Criterios de selección de las variables

Se escoge la dureza como factor porque es característica del proceso de desgaste y de las aleaciones ferrosas en estudio. Además, es posible fijarla en un nivel cuantitativo, debido a la facilidad de experimentar su valor en HRC para ambos aceros.

La variación de masa como variables de salida o de respuesta, se asume para conocer la relación entre la resistencia al desgaste y los resultados de cada prueba experimental. Esta variable también caracteriza la calidad de las aleaciones y sugieren el desempeño del proceso para el que están destinadas las bolas.

Además, se ha planteado que el desgaste de los materiales está directamente influenciado por su nivel de dureza y por la distribución de los macro y microconstituyentes (Alcántara *et al.*, 2009 y Paumier, 2013). Unido a esto, se tiene que la diferencia de masa en los materiales desgastados con características de ensayo similares, da una medida práctica de sus propiedades de resistencia a la abrasión.

2.3.2. Matriz experimental utilizada para el desgaste gravimétrico

Se escoge un diseño de experimento Factorial Completo, por ser simple, económico y eficiente, según lo recomendado por Hendry *et al.* (1973); Westerberg (1980), Chacin (2000) y Gutiérrez & De la Vara (2008). Posee una variable de entrada y dos niveles, como muestra la tabla 2.2. Este método de planificación estadística, establece el número de ensayos a realizar, dando como resultado el valor de la variación del desgaste de cada aleación.

Tabla 2.2. Matriz experimental para el desgaste gravimétrico.

Ensayo	Variable de entrada (x)	Variable de salida (y)		
	Dureza	Variación de la masa (g)		
	Niveles	Réplica 1	Réplica 2	Réplica 3
1	HRC ₁	Δm_1	Δm_2	Δm_3
2	HRC ₂	Δm_1	Δm_2	Δm_3

La cantidad de comprobaciones cuando se realizan tres réplicas de cada ensayo con k factores y dos niveles, se determina con un arreglo de la función exponencial N^k , con N como número de experimentos y k como número de factores. Entonces N^k es $2^1 = 2$ experimentos, que multiplicados por 3 réplicas, resultan 6 ensayos totales.

2.4. Preparación mecánica de las probetas

Puesto que es necesario validar la hipótesis planteada, se procede a tomar las muestras necesarias como parte de la experimentación. Con la intención de lograr superficies planas con la menor deformación posible, las bolas se limpian en toda la superficie y se cortan en una máquina de corte de tipo CM 260, marca *echo RD*. La misma tiene cinco chorros de líquido refrigerante que garantizan una buena lubricación para evitar calentamiento y por consiguiente transformaciones microestructurales en las superficies de contacto.

Con las condiciones mencionadas se confeccionan dos probetas para la prueba de desgaste e igual número para los exámenes microestructurales, bajo las normas ASTM E 646-00 y ASTM E 3-95.

2.4.1. Encapsulado de las muestras para la observación microestructural

Antes de las operaciones de desbaste y pulido, es necesario montar las muestras en un soporte (encapsulado) como muestra la figura 2.3, que garantice estabilidad durante los ensayos. Esta operación se realiza por medio de una máquina de encapsular de marca *echo RD*, de tipo MP 350 A. Para esto se emplea resina fenólica negra con una temperatura de fusión de 150-170°C durante un tiempo de 6-8 minutos, para luego enfriarse en el molde hasta los 60°C.

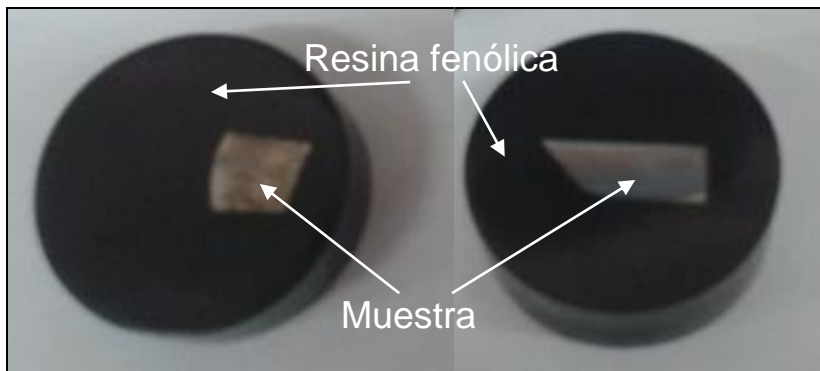


Figura 2.3. Encapsulado de las muestras para el análisis metalográfico.

2.4.2. Desbaste y pulido de las muestras

Las operaciones de desbaste y pulido de las probetas se realizan bajo la norma ASTM E3-11, por medio de una pulidora metalográfica *echo LAB*, de tipo PM 52 D. Se

emplea un disco giratorio cubierto con papeles abrasivos de diversas granulometrías (180, 240, 600, 800 y 1200). Encima del disco se colocan las probetas y se alterna su sentido en 90°, para eliminar la capa de material distorsionado. No se debe aplicar una fuerza excesiva, para no introducir defectos por deformaciones, rayas, arranques de material, elementos extraños, bordes redondeados o daños térmicos. Para el acabado final del proceso, se utiliza un paño de fieltro grueso y se utiliza polvo de diamante como sustancia abrasiva.

2.4.3. Ataque químico empleado en las probetas

El ataque químico se realiza por medio de técnica manual por inmersión durante 15 segundos aproximadamente. Las probetas pulidas se lavan con agua destilada y se secan con papel de fieltro. Luego se vuelven a lavar con etanol para eliminar todo residuo de grasa. Una vez atacadas, se limpian nuevamente con agua destilada, se sumergen en alcohol etílico durante unos segundos y finalmente se secan, lo que elimina las impurezas y la humedad.

El reactivo a utilizar es el Nital, con 5 mL de ácido nítrico y 95 mL de alcohol etílico, recomendado por ASM Handbook (1992) para aceros al carbono, aceros aleados y fundición gris. Esta sustancia oscurece la perlita y da contraste entre sus colonias por lo que revela sus fronteras, además diferencia la ferrita de la martensita y aumenta la rapidez del ataque.

2.5. Observación microestructural a las muestras

Para la presente investigación, el examen metalográfico se realiza con un Microscopio Electrónico de Barrido o *Scanning Electronic Microscopy* (SEM) de marca JEOL-6300 SEM (figura 2.4). El voltaje de aceleración del ánodo es de 20 kV, con modos de imagen por electrones secundarios o SEI (por sus siglas en inglés) en modo "*High-Vac*" de hasta 3,5 nm y por electrones retrodispersados. El aumento empleado es de 1000 X.

Los microanálisis se realizan en 10 puntos distintos de las muestras de interés y se registran en el ordenador, para posteriormente cuantificar las fases presentes en la estructura interna a partir del análisis de imagen asistido por computadora (IAC).



Figura 2.4. Microscopio Electrónico de Barrido donde se tomaron las micrografías.

2.6. Medición de las tensiones por el método difractométrico

Con el fin de conocer el estado tensional de las muestras en estudio se aplican técnicas de energía dispersa de rayos X (EDAX), con las normas y procedimientos establecidos por Amelinckx *et al.* (1997) y Golstein *et al.* (1997).

Las superficies analizadas se limpian con tetracloruro de carbono. El análisis difractométrico se realiza en un difractómetro de rayos-X Bruker AXS D8 Focus. Óptica primaria: voltaje: 35 kV, corriente: 25 mA, tubo Cu K α ; abertura: 0,6 mm. Óptica secundaria: detector: Lynxeye, tipo de escaneado: continuo, abertura: 2,5 mm, absorbedor de Cu: 0,05 mm.

Se efectúa la medición de la tensión residual, aplicándose el método de $\text{sen}^2\psi$ (Hauk y Macherauch, 1986 y Hauk, 1997), que se fundamenta en la medición de la posición de la línea de difracción del plano (hkl) a medida que se varía el ángulo ψ , que define la orientación de la superficie de la muestra, siendo el ángulo entre la normal a la superficie del material y la normal a la serie difractante (hkl).

Para determinar la tensión en la red cristalina debe medirse para al menos dos orientaciones conocidas con precisión en relación a la superficie de la muestra. En la presente investigación, las líneas seleccionadas (Índices de Miller) fueron las de los planos (110), (200) y (211) de la fase ferrítica del acero. La selección de los tres tipos de planos, es un aspecto que indica cómo la deformación y la subdivisión de las cristalitas³, se manifiesta en diferentes direcciones cristalográficas.

- El plano (110) en dos direcciones, x e y, es paralelo a z.
- El plano (200) en una dirección (x), es paralelos a y e z.
- El plano (211) espacialmente está en tres direcciones, corta los tres ejes cristalográficos.

2.6.1. Evaluación de las microdeformaciones

Se considera el trabajo realizado por Fernández (2011) y se estiman las recomendaciones para los planos cristalográficos del acero y el valor de las tensiones principales del mismo. Por esta razón se procede a obtener las microdeformaciones a partir de los planos (110), (200) y (211), con la aplicación del método convencional de Williamson-Hall (Lamparter, 2000 y Birkholz, 2006). Para obtener los semianchos de línea instrumentales se emplea polvo de hierro.

De acuerdo con la Ley de Bragg (Jenkins y Zinder, 1996 y Zolotarevsky, 1996), la difracción ocurre en un ángulo 2θ como sigue: $n\lambda = 2d \cdot \text{sen}\theta$, definida por la expresión de cálculo 2.1. La longitud de onda monocromática de los rayos X o profundidad de penetración de las ondas (λ), en la subsuperficie, depende del ánodo usado, del tipo de material analizado y del ángulo de incidencia de la cara de la muestra y la medida es siempre próxima a la superficie de la misma. Para el estudio actual es constante y se fija en este caso con el valor de 0,154058 nm (ánodo de cobre).

El cálculo de 2θ para cada línea de la difracción se calcula como:

$$\text{sen}\theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl}} \quad 2.1$$

³ Palabra que se emplea en sustitución de términos como “dominio coherente de difracción” o “tamaño de grano”.

Donde:

θ -ángulo de difracción para los planos (110), (200) y (211); grados.

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

d_{hkl} - distancia entre los planos de la red cristalina (110); (200) y 211); nm.

Para un pico de difracción 2θ , puede obtenerse mediante la ley de Bragg, el nivel de la distancia interplanar d_{hkl} (expresión 2.2), que depende del parámetro de red a , que en el sistema cúbico es proporcional a la distancia interplanar de la familia de planos (hkl) y que para el hierro (caso de estudio) es igual a 0,2866 nm.

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}; \text{ nm} \quad 2.2$$

En la capa superficial expuesta, donde se desarrolla la medición de la tensión de difracción, se supone una condición de tensión plana. Es decir, una distribución de esfuerzos descrita por las tensiones principales σ_1 y σ_2 , existentes en el plano de la superficie y no se asume ninguna tensión perpendicular a esta, por lo que $\sigma_3 = 0$. Sin embargo, hay una componente de tensión que es perpendicular a la superficie ε_3 como resultado de las contracciones de la relación de Poisson causadas por las dos tensiones principales (figura 2.5).

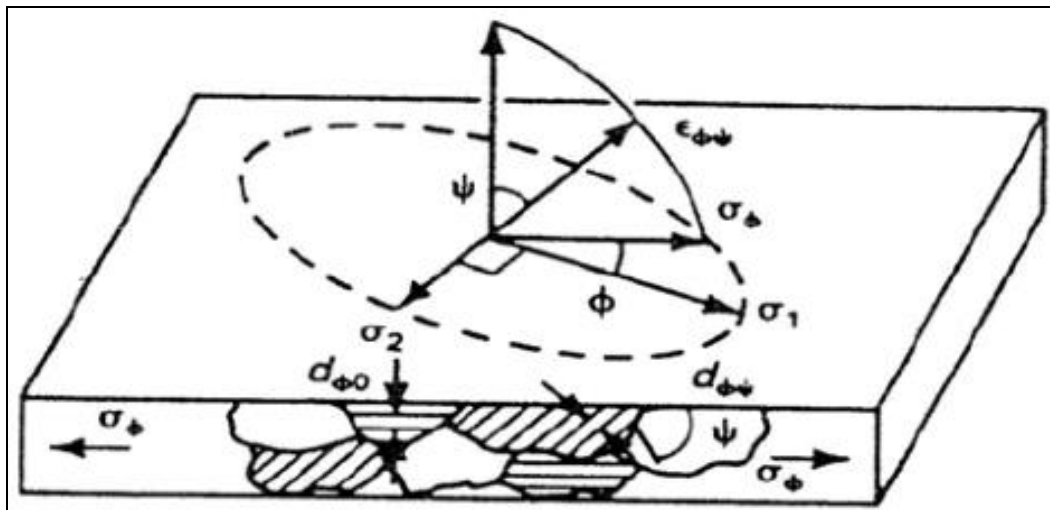


Figura 2.5. Orientación de los componentes de la deformación. Fuente: Monsalve *et al.* (2007).

En la dirección paralela a la superficie normal $\psi = 0$, la distancia interplanar depende de la suma de las tensiones principales y de cualquier tensión perpendicular, así como la suma de la tensión circunferencial, lo cual permite determinar el espacio interplanar de la muestra no tensionada (d_0). Según Michael *et al.* (2002) se determina como sigue en la expresión 2.3.

$$d_0 = \frac{d(\psi = 0)}{1 - \left(\frac{\nu}{E}\right)(\sigma_A + \sigma_C)}; \text{ nm} \quad 2.3$$

Aquí ν y E , son el coeficiente de Poisson y el módulo Young de 1er género, con valores de 0,3 y $2,1 \times 10^5$ MPa respectivamente. Mientras que σ_A y σ_C son la tensión axial y circunferencial. Para el caso específico del acero AISI 1045, $\sigma_A = 500$ MPa y $\sigma_C = 250$ MPa (ASTM A 108).

Para la condición de tensión plana existente en la superficie examinada, la distancia interplanar tensionada ($d_{(\theta\psi)}$) dependerá de las tensiones presentes y se determina por la expresión 2.4, aportadas por Freddy *et al.* (2007) y Ruiz *et al.* (2008).

$$d_{(\theta\psi)} = \left[\frac{1+\nu}{E} \right] \sigma_\phi \cdot d_0 \cdot \text{sen}^2\psi - \left(\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_1 - \sigma_2) d_0 + d_0; \text{ nm} \quad 2.4$$

En este caso, σ_ϕ es la tensión residual en el punto de la superficie y su valor, según Fernández *et al.* (2011), es de 293,45 MPa. σ_1 y σ_2 son las tensiones principales en el plano de la superficie y se asume del mismo autor con valores de -3 y -135 MPa respectivamente. Estas tensiones residuales son de signo negativo por asumirse como obtenidas bajo fuerzas de compresión. El ángulo de la tensión residual para la difracción (ψ) puede variar de 0 a 90°. Para el acero AISI 51100 es de 42,7°, mientras que para el acero AISI 1060 tiene un valor de 41,5°.

La posición de los picos de difracción depende directamente de la distancia interplanar de los planos que se encuentren paralelos al plano de difracción. Como cada material tiene una estructura cristalográfica diferente, un patrón de difracción de rayos X es único y característico para cada sustancia y permite, por tanto, identificar qué fases forman la

muestra a estudiar. Por esta razón, en la presente investigación ha sido fundamental el empleo de la técnica y de métodos convencionales para la caracterización cristalina en las probetas.

Del modelo de Williamson-Hall (1953), se conoce que con el ancho integral a media altura del pico de difracción β a su máxima intensidad, también conocida como *FWHM* (*Full Width at Half Maximum*), expresado en radianes, puede conocerse la influencia en dos componentes, uno correspondiente al tamaño de partículas (d) y otro a su deformación estructural (tensiones existentes), ambas en función del ángulo de difracción (θ). A partir de la fórmula de Scherrer (Cullity, 1967), se determina la anchura a media altura del pico según la expresión 2.5.

Se tiene en cuenta que la preparación de partículas metálicas mediante molienda (D'Angelo *et al.*, 2006) o las colisiones constantes entre partículas favorecen la formación de defectos y estos a su vez, influyen en el ensanchamiento de las reflexiones. En estos casos, el método Williamson-Hall ayuda a separar el ensanchamiento causado por los defectos del cristal y el ensanchamiento debido al tamaño de partícula.

$$\beta \cdot \cos \theta_{(hkl)} = \frac{k \cdot \lambda}{d} + \eta \cdot \sin \theta_{(hkl)} \quad 2.5$$

En esta expresión lineal, k es un factor de forma adimensional, con un valor cercano a la unidad (típicamente se toma 0,9). η es la pendiente que se relaciona con la deformación (defectos), es inversamente proporcional al tamaño de la partícula (d). Los estudios realizados por Smith (1955); Stokes y Looney (2004) y Voorwald *et al.* (2005), indican que el ancho de los reflejos varía con el ángulo de acuerdo con las teorías de las tensiones y no con el tamaño de las cristalitas. De aquí que el ancho integral a media altura del pico de difracción se calcule para cada plano a través de la expresión 2.6.

$$\beta = \frac{k \cdot \lambda}{d_{hkl} \cdot \cos \theta_{(hkl)}} + \eta \cdot \tan \theta_{(hkl)} \quad 2.6$$

El tamaño medio de los dominios ordenados (cristalinos), que pueden ser más pequeños o iguales al tamaño del grano de la fase cristalina presente en las muestras ensayadas,

expresada en nm, se determina por la expresión 2.7, según lo sugerido por Scherrer (Warren, 1969; Klug, 1974 y Vives *et al*, 2004).

$$t = \frac{K\lambda}{FWHM \cos(\theta)} \quad 2.7$$

2.6.2. Determinación de la deformación

Cuando se determinan las deformaciones, al menos en tres direcciones y se supone una condición de esfuerzo plano de tensión, se pueden combinar para determinar las tensiones residuales máximas y mínimas, las tensiones de cizalladuras máximas y su orientación relativa a una dirección de referencia. La distorsión uniforme de la red cristalina desplaza el ángulo de difracción de la línea seleccionada para el análisis de tensiones (Laudon, 1988 y Akutagawa *et al*. 2003) y se determina por la ecuación 2.8.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E} 2\sigma_{\phi} \quad 2.8$$

Si $d_{\phi\psi}$ es la distancia interplanar entre los planos reticulados medidos en la dirección definida por ϕ y ψ , (Williamson-Hall, 1953), la tensión puede expresarse a partir de los cambios en las dimensiones lineales del espacio cristalino.

La ecuación 2.9 relaciona la tensión de la superficie en cualquier dirección definida por el ángulo ψ en la dirección $(\phi\psi)$ y las tensiones principales en la superficie.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad 2.9$$

Por otro lado, para determinar la deformación media de red e , se utiliza la relación de Stokes y Wilson (1944) y Moorthy (2005) y se calcula por la ecuación 2.10.

$$e = \frac{\beta}{4 \tan(\theta)} \quad 2.10$$

Donde β es el semiancho físico puro, libre de la influencia instrumental en *rad* y θ es el ángulo de bragg, en grados.

Cuando una capa está tensionada, los parámetros de red de la estructura cristalina están distorsionados respecto a los de la estructura libre de tensiones. Si se conoce la

deformación ε en el caso de tratar con un material continuo y homogéneo, la deformación se relaciona con la tensión a través de la ley de Hooke.

2.7. Evaluación de las propiedades mecánicas

Es de suma importancia cuando se estudian aleaciones metálicas, emplear métodos de evaluación que permitan conocer físicamente y en breve tiempo algunas de las características más importantes de las aleaciones. Los métodos de ensayos no destructivos de dureza y microdureza son ideales para estimar comportamientos mecánicos en las aleaciones.

2.7.1. Ensayos de dureza

Los ensayos de dureza se realizan en cinco puntos de la cara superficial de las muestras de aleación, con el empleo de un durómetro digital modelo HRS-ISO (Digital Rockwell Hardness Tester). Este se ubica en el Laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMMM y está especialmente diseñado para medir dureza superficial en aleaciones metálicas. Utiliza como penetrador un cono de diamante con un ángulo de 136° y expresa la dureza en HRC. La carga aplicada es de 1471 N en un tiempo de 15 segundos. La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido), para lograr que esta quede en posición horizontal y evitar desplazamientos del indentador y por tanto resultados erróneos.

Cuando se conocen los valores de la dureza obtenidos en cada una de las mediciones, se calcula el promedio (Media) de estas de forma individual a través de la expresión 2.10, estando al tanto de la cantidad de huellas realizadas en el experimento.

$$Media = \frac{\sum X_i}{n} = \frac{\sum_{i=1}^n HRC_i}{n} \quad . \quad 2.11$$

Aquí, X_i es el valor de i medición; HRC representa el valor de dureza en kgf/mm^2 y n el número de mediciones realizadas.

2.7.2. Ensayo de desgaste gravimétrico

El ensayo típico para el desgaste, con el que se determina la pérdida de masa de una aleación por medio de una probeta, es el llamado “*roll paper*”. En el mismo se hace rotar

un disco con papel de lija en la superficie, a la vez que tiene encima una probeta de aleación. Cuando se conocen las condiciones y parámetros del ensayo, tales como velocidad, tipo de abrasivo y peso de la carga, se puede estimar el comportamiento posterior de la aleación en cuanto a la pérdida de masa (Paumier, 2013).

La resistencia al desgaste en la presente investigación se evalúa por el método gravimétrico en una pulidora automática de marca *echo LAB* (PM 52 D. *Automatic Metallographic Sample Grinding and Polishing Machine*). De este modo se puede comparar la resistencia al desgaste de las aleaciones analizadas (figura 2.6).

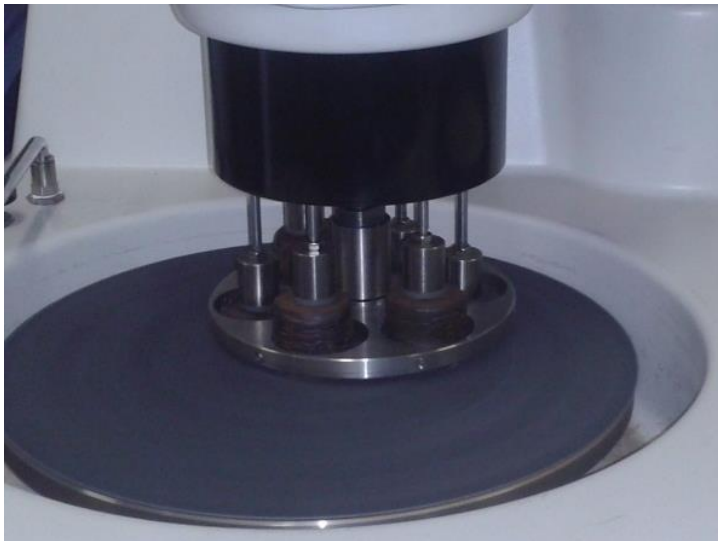


Figura 2.6. Cabezal portamuestra de la pulidora automática.

El grado de exactitud de esta técnica depende de la precisión de la balanza (Álvarez, 1999), por lo que se emplea una analítica marca RADWAG, modelo PS 3500 R1. Para esto, se coloca en el disco rotatorio de la pulidora metalográfica, un papel abrasivo con granos de óxido de silicio de grado 180 como elemento abrasivo. Las probetas, previamente pesadas, se insertan en un anillo de fijación apropiado.

Luego de encender la máquina de ensayos, a cada una de las muestras se les aplica una carga de 0,6 kgf, para hacer girar el disco y el cabezal rotatorio durante un tiempo de 15 minutos controlados con un cronómetro digital. Pasado este tiempo se retiran las probetas para realizar el segundo pesaje en la balanza. Posteriormente se vuelven a colocar en el anillo de fijación para ejecutar el segundo proceso de desgaste gravimétrico en las mismas

condiciones. Culinado el tiempo previsto, se retiran las probetas y se realiza el tercer proceso de verificaci3n de la variaci3n de masa.

Antes de pesar cada una de las probetas, estas fueron limpiadas con agua y luego con alcohol absoluto para retirar los residuos y el abrasivo seguido de un secado por aproximadamente 4 minutos.

El valor del desgaste gravim3trico se calcula por medio de la expresi3n 2.12.

$$\Delta m = m_i - m_f \tag{2.12}$$

Para esta f3rmula, Δm es la variaci3n de masa por desgaste abrasivo gravim3trico, mientras que m_i y m_f , representan la masa inicial y final de las probetas respectivamente, expresadas en gramo.

2.8. Procesamiento estadístico de la variaci3n de masa

Los ensayos gravim3tricos de desgaste se caracterizan por poseer un comportamiento muy sensible. Por esta raz3n es de suma importancia evaluar estadisticamente los resultados experimentales obtenidos para una mayor compresi3n y establecer conclusiones m3s acertadas.

Los errores experimentales son una desviaci3n del valor medido (X_0) de una magnitud f3sica respecto al valor real de dicha magnitud. En general, son ineludibles y dependen b3sicamente del procedimiento elegido y la tecnolog3a disponible para realizar la medici3n. De aqu3 que el error absoluto (ΔX) y el relativo (δ_x) del resultado de la variaci3n de masa sean representados por las expresiones 2.13 y 2.14 respectivamente y restringido por las condiciones de la tabla 2.3, como sigue:

Tabla 2.3. Matriz experimental para el c3lculo del error absoluto y relativo.

Aleaci3n	Designaci3n		Respuesta
AISI 51100	+1		ΔX y δ_x
AISI 1060	-1		
Ensayo	Combinaci3n		Error absoluto
1	+1	-1	ΔX_1
Ensayo	Combinaci3n		Error relativo
1	+1	-1	δ_{x1}

$$\Delta X = X_0 - X \quad 2.13$$

Siendo X es el valor real.

En la presente investigación se toma como valor medio al de menor módulo, puesto que lo recomendado es que el desgaste en las bolas sea mínimo.

$$\delta_x = \frac{X_0 - X}{X} \quad 2.14$$

La unidad de medida de estos elementos depende del proceso que se trate. Para la investigación actual se expresarán en gramo.

2.9. Conclusiones del capítulo 2

1. Se establecieron los métodos y procedimientos para la realización de los ensayos, que posibilitarán determinar el comportamiento microestructural, difractométrico, así como la resistencia al desgaste de elementos molidores.
2. El método del $\text{sen}^2\psi$ y la selección de los índices de Miller permitirá establecer la deformación reticular, el efecto del tamaño de los granos y la microdeformación de aceros sometidos a proceso de deformación plástica, por acritud, durante la molienda de clínquer, en molinos de bolas.
3. Se estableció el análisis estadístico de los datos, con lo que se podrá validar el grado de significancia, de las variables de entrada y salida, en la elaboración del diseño de experimento para el desgaste.

CAPÍTULO 3.
ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

En este capítulo se establecen criterios que respaldan las teorías y la veracidad de la hipótesis planteada, como resultado del procesamiento y análisis de la información obtenida a través del desarrollo de los experimentos ensayados. Para esto, se plantea como objetivo: realizar la valoración de los resultados y a través de ella, explicar los fundamentos científicos que dan solución al problema planteado a partir de la interpretación de las regularidades observadas.

3.2. Composición química de las muestras

La composición química de las muestras analizadas, según el promedio de tres análisis en puntos diferentes, se muestra, de modo general, dentro del rango establecido para las aleaciones de acero, de acuerdo con las especificaciones de la norma AISI-SAE. Este resultado se muestra en la tabla 3.1.

Se nota un ligero incremento en el contenido de cromo del acero AISI 51100, manifestado por el método de la comparación. Sin embargo, esto no cambia la denominación de las aleaciones, por lo que se confirman que están dentro del rango mostrado en el epígrafe 2.2.

Tabla 3.1. Composición química de las muestras de bolas obtenidas.

Aleación	Composición química (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
AISI 51100	1,055	0,272	0,411	0,014	0,004	1,518	0,044	<0,001	Balance
AISI 1060	0,616	0,323	0,679	0,011	0,014	0,043	0,043	<0,001	Balance

El acero AISI 51100 es de alto contenido de carbono, aleado al cromo y con posible microestructura de cementita y perlita. Como aleación industrial es del tipo hipereutectoide, de media templabilidad y se utilizan para bolas, rodillos de cojinetes y otras aplicaciones en las que se requieren alta dureza y resistencia al desgaste.

Por su composición química, el acero AISI 1060 es de elevado contenido de carbono, de tipo hipoeutectoide y se presupone que su estructura es de ferrita y perlita. Se usa en aplicaciones en las que es necesario incrementar la resistencia al desgaste. Plantean

algunos autores (Benavides y Jiménez, 2016), que la mayoría de los elementos elaborados de este material son tratados térmicamente antes de ser usados.

3.3. Análisis microestructural de las muestras

Se obtuvieron micrografías⁴ a través de la técnica SEM según lo especificado en el epígrafe 2.5.

La figura 3.1 se corresponde con la estructura interna de la muestra de acero AISI 51100, la que presenta una estructura de martensita, con la presencia de austenita residual o retenida, producto de un proceso de enfriamiento rápido, donde el elemento Mn tiene influencia en la formación de esta fase. La martensita se encuentra distribuida aleatoriamente en bandas estrechas sobre la matriz en forma de agujas. También se observa, aunque de forma dispersa, algunos carburos, los cuales le infieren a la aleación alta dureza. La presencia de martensita, es sinónimo de que la muestra ha sido templada y no se sometió a proceso de revenido, razón por la que no se observa cementita y perlita en la microestructura.

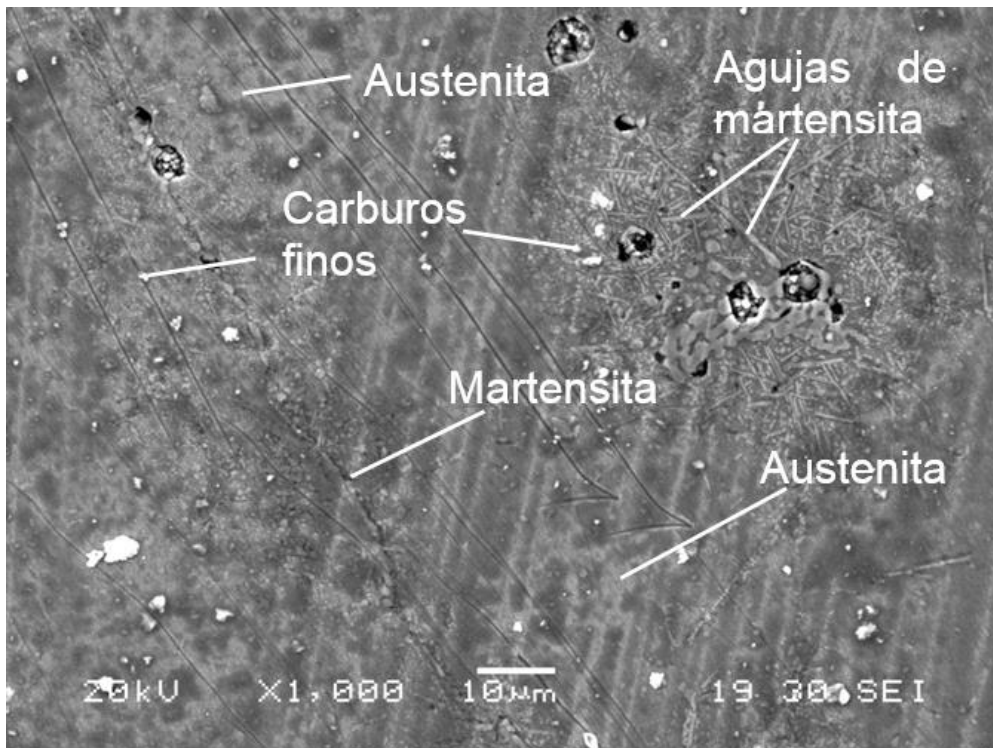


Figura 3.1. Microestructura del acero AISI 51100 a 1000 X.

⁴Imagen obtenida de objetos no visibles a simple vista, lograda mediante la ayuda de instrumentos ópticos o electrónicos.

El fenómeno de crecimiento de grano austenítico en estos aceros está controlado por la acción de los carburos complejos. Su presencia constituye una barrera al movimiento de los límites de grano que es capaz de dificultar o impedir el crecimiento del mismo. La cantidad, tipo, morfología y distribución de dichos carburos son factores decisivos para la efectividad de su dirección. Carburos alargados de tamaños finos y numerosos, uniformemente distribuidos por la fase austenítica, retardarán con mayor intensidad el crecimiento de grano que los carburos groseros no homogéneos y con distribuciones no uniformes.

En la figura 3.2 se muestra la microestructura del acero AISI 1060, la que presenta una estructura del tipo austenítica. Se puede observar que existe la formación de gérmenes de cementita, lo que da origen a un agregado complejo que crece por nucleación cooperativa entre la ferrita y la cementita, dando láminas alternas de ferrita y de cementita en bordes de grano (negra), que es lo que constituye exactamente ese tipo de agregado complejo que recibe el nombre de perlita. La separación entre láminas varía según sea la temperatura a la que se haya realizado la transformación isotérmica de esa austenita. De esta forma se confirma la suposición de la estructura interna de la aleación en cuestión, planteada en el epígrafe 3.2.

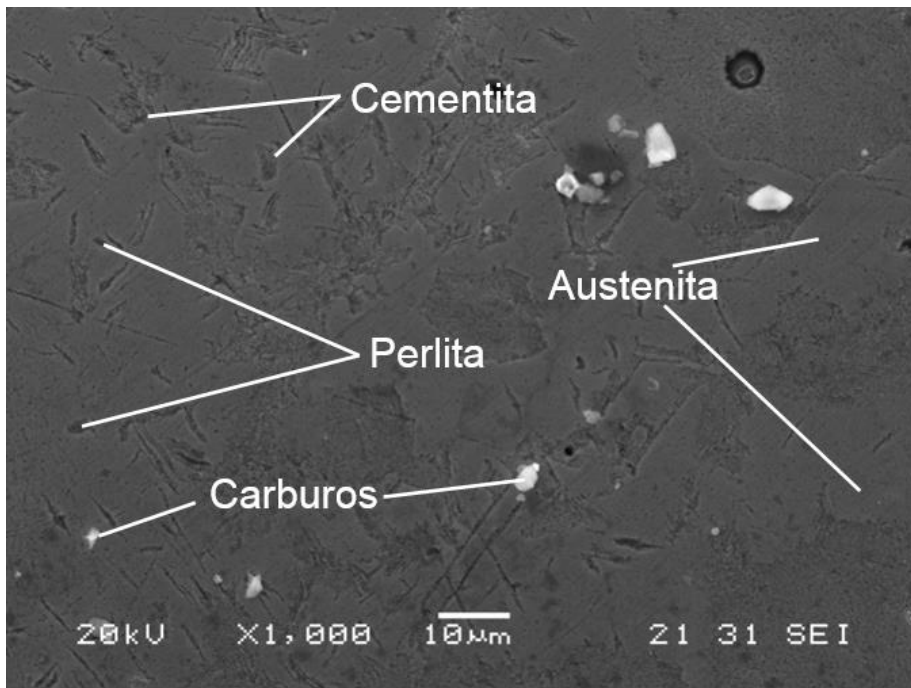


Figura 3.2. Microestructura del acero AISI 1060 a 1000 X.

3.4. Determinación del estado tensional en las aleaciones ensayadas

Para la obtención las tensiones en las aleaciones ensayadas, se tienen en cuenta los comportamientos de las macro y microdeformaciones, el análisis de la distancia interplanar no tensionada, el análisis de la distancia interplanar tensionada, la determinación de la anchura a media altura del pico de difracción, el comportamiento del dominio cristalito, el comportamiento de la deformación y el análisis de la deformación media de la red.

El análisis de las microdeformaciones se hace para los índices de Miller hkl_{110} , hkl_{200} y hkl_{211} y se consideran la longitud de onda y el coeficiente K para cada ángulo de difracción.

3.4.1. Análisis de la distancia interplanar no tensionada

Para determinar el resultado de $\sin\theta$ por la ecuación 2.1, se consideran los valores de las distancias interplanares de la familia de planos d_{hkl} , obtenidos de la ecuación 2.2 para cada distancia interplanar, en relación con el parámetro de red a .

En las figuras 3.3 y 3.4, se muestran los difractogramas correspondientes a las aleaciones estudiadas, donde se observa la coincidencia de los picos con los ángulos de difracción θ calculados.

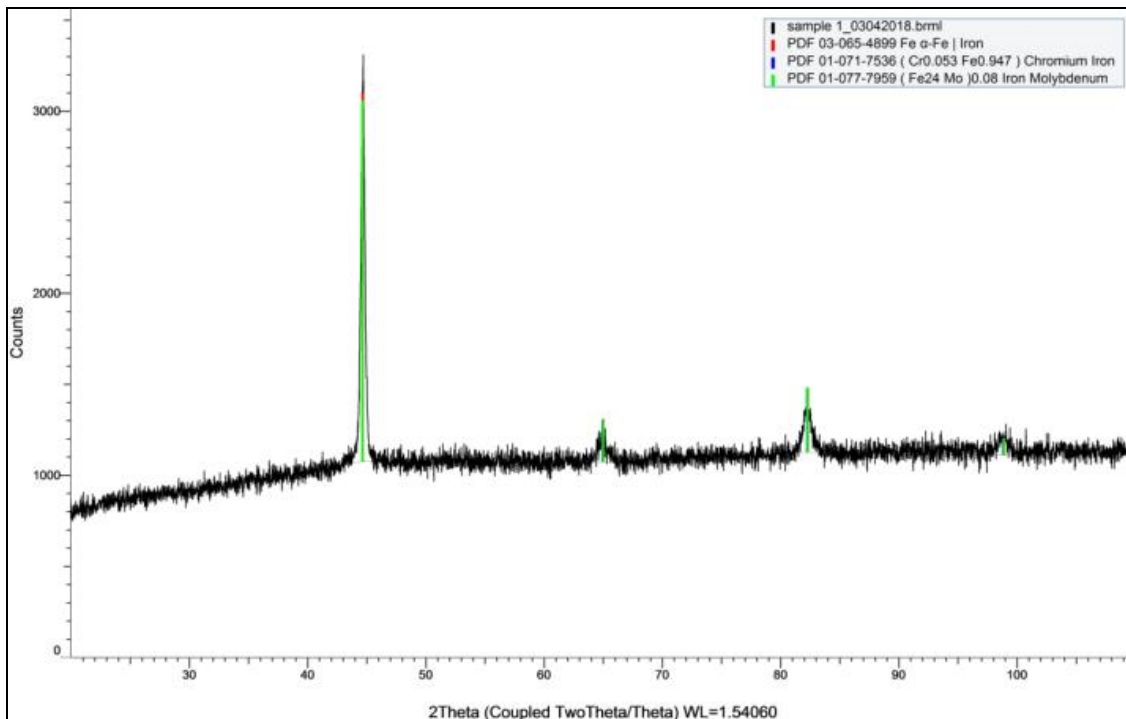


Figura 3.3. Difractograma del acero AISI 51100.

Para las aleaciones ensayadas, el valor de $d_{0(110)} = 0,20291741$ nm, con $\text{sen}\theta = 0,3801$; $d_{0(200)} = 0,14344857$ nm, con $\text{sen}\theta = 0,5375$. Mientras que $d_{0(211)} = 0,11712130$ nm, con $\text{sen}\theta = 0,6584$.

Se comprueba a través de los difractogramas que el ángulo de difracción para el plano (110) es $22,3346^\circ$ ($2\theta = 44,6692$), para el plano (200) el ángulo de difracción de $32,5161^\circ$ ($2\theta = 65,0322$) y para el plano (211) el ángulo de difracción de $41,1755^\circ$ ($2\theta = 82,351$).

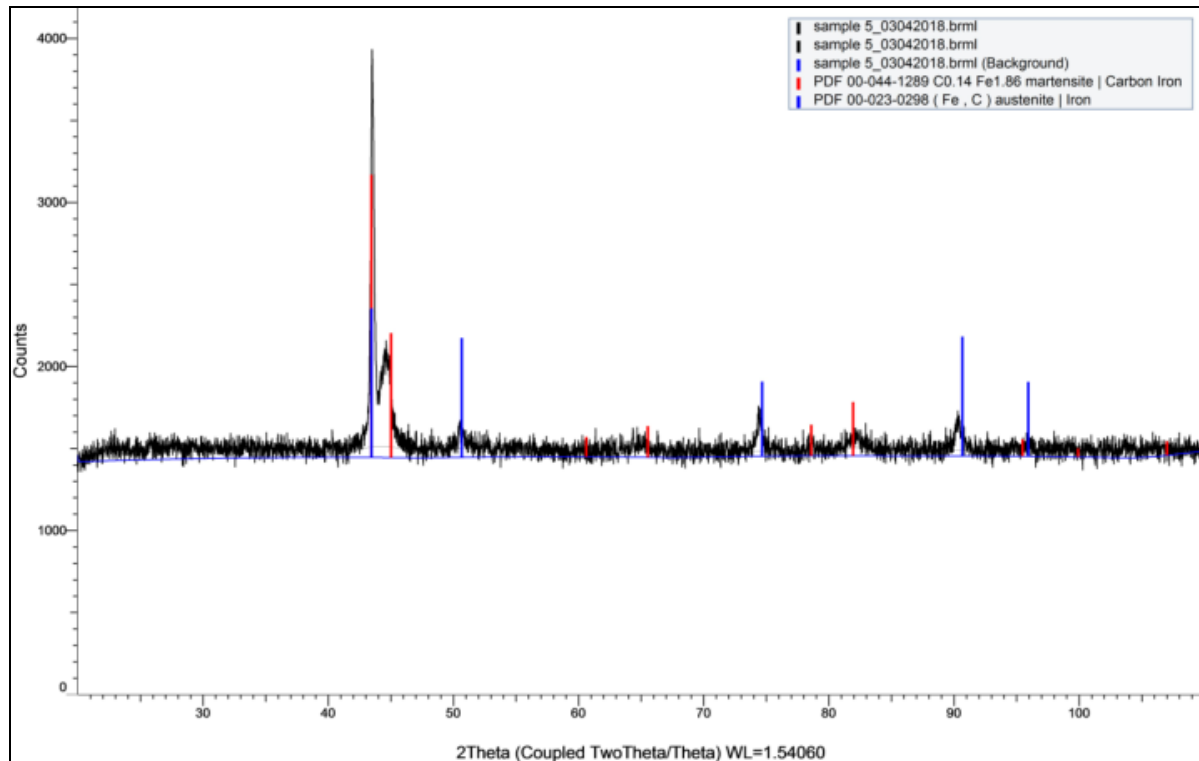


Figura 3.4. Difractograma del acero AISI 1060.

La distancia interplanar no tensionada se obtiene por la expresión de cálculo 2.3, a partir de los resultados de la expresión 2.2, el módulo de elasticidad de primer género (E), el coeficiente de Poisson ($\nu = 0,3$) y las tensiones axial y circunferencial. Se tiene entonces que d_0 , en el plano (110) es de 0,2029 nm; en el plano (200) es igual a 0,1435 nm, mientras que en el plano (211) es de 0,1171 nm.

Se observa que en un material libre de tensiones, el valor de la distancia interplanar para una familia de planos, es independiente de sus orientaciones con respecto a la muestra. En caso contrario la variación será función de la orientación del plano respecto a la tensión.

Producto de lo planteado en el epígrafe 2.6.1, concerniente a que en la dirección paralela a la superficie normal $\psi = 0$, la presencia de las tensiones residuales en la muestra provoca una contracción de acuerdo al módulo de Poisson, reduciendo el espaciado interplanar y como consecuencia, se produce un ligero aumento del valor del ángulo de difracción 2θ .

3.4.2. Análisis de la distancia interplanar tensionada

Se determina la distancia interplanar tensionada por la expresión 2.4, con las magnitudes de las tensiones prefijadas y el valor de d_0 obtenido para cada plano. En la tabla 3.2 se muestran los resultados de $d_{\theta\psi}$, para los planos hkl seleccionados de las aleaciones en estudio.

Tabla 3.2. Valores de $d_{\theta\psi}$ para la reflexión en los planos.

Aleación	Planos		
	110	200	211
	$d_{\theta\psi}$ (nm)		
51100	0,203031	0,143592	0,117175
1060	0,203023	0,143577	0,117200

Se observa la presencia de reducción entre la distancia interplanar no tensionada con respecto a la distancia interplanar tensionada, esto revela la existencia de una tensión de compresión si se aprecia la disminución de la distancia interplanar libre de tensiones a medida que cambia el ángulo ψ , además de la presencia de tensiones debido a los cambios que se producen en los parámetros cristalográficos de la red.

Como en el análisis de la distancia interplanar tensionada la muestra se ha girado un ángulo ψ , las tensiones residuales presentes en la superficie de la muestra hacen aumentar el espaciado interplanar de los planos que difractan más allá del estado libre de tensiones, y el ángulo de difracción disminuye.

Los efectos que han causado las tensiones internas son del tipo microscópico y se pueden considerar como: dislocaciones, fallas de apilamiento, vacancias, gradientes de composición o de tensión, límites de granos, por los cuales ha existido variación de la distancia interplanar.

3.4.3. Comportamiento del tamaño medio de la cristalita

Con el empleo de la expresión 2.7 se logra obtener el tamaño medio de los dominios ordenados de la fase cristalina. Los parámetros analizados fueron la constante K, la longitud de onda y el ancho integral a media altura del pico máximo de difracción (β) obtenido por la expresión 2.6. Si se advierte esto y además que el valor del ángulo de difracción θ en cada plano coincide para las dos aleaciones, se define que los resultados de t y β mostrados en la tabla 3.3 son equivalentes.

El comportamiento de estos resultados tiene como consecuencia final, la formación de celdas de dislocaciones por aniquilación o recombinación para reducir la energía del sistema y que dan lugar a una estructura de subgranos, dentro del grano original, por tanto, una disminución del tamaño efectivo de la zona de coherencia cristalina.

Tabla 3.3. Resultados del tamaño medio de la cristalita (t) y del ancho integral a media altura del pico (β).

Planos		
110	200	211
β (°)		
0,822780	1,238787	1,676776
t (nm)		
0,182184	0,132733	0,109859

Es importante darse cuenta de que la fórmula Scherrer proporciona un límite inferior en el tamaño de partícula. La razón de esto es que una variedad de factores puede contribuir al ancho de un pico de difracción además de los efectos instrumentales y el tamaño de los cristales; las más importantes de estas suelen ser deformaciones no homogéneas e imperfecciones de la red cristalina.

Se refiere de Fernández (2011), que el comportamiento obtenido tiene causas muy variadas, desde la formación de paredes densas de dislocaciones dentro de un grano, acumulación o apilamiento en las paredes de los granos y agrupamiento desordenado dentro del grano.

3.4.4. Comportamiento de la deformación

Los cambios verificados en la distancia interplanar tensionada y no tensionada de las superficies ensayadas, se tomaron en consideración para conocer la deformación alcanzada por las muestras de aleación (ver tabla 3.4).

Tabla 3.4. Valores de $\varepsilon_{\phi\psi}$ para las muestras de aleación.

Aleación	Planos		
	110	200	211
	$\varepsilon_{\phi\psi}$ (nm)		
51100	$5,6102 \times 10^{-4}$	$1,0056 \times 10^{-3}$	$4,6486 \times 10^{-4}$
1060	$5,2331 \times 10^{-4}$	$8,9677 \times 10^{-4}$	$7,3314 \times 10^{-4}$

Las tensiones macroscópicas o macrotensiones se obtienen como resultados de la extensión de los granos por encima de lo medido en el material no tensionado, sin embargo, esta anomalía también puede atribuirse a la tensión desequilibrada entre la superficie y el volumen del material en los bordes de los granos o por las tensiones desequilibradas por el movimiento de las dislocaciones, las cuales incrementan el signo de las deformaciones en el proceso de deformación en frío.

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

3.4.5. Análisis de la deformación media de la red

Para determinar la deformación media de la red, se tiene en cuenta el parámetro β expresado en radianes y a θ para cada plano en la expresión de cálculo 2.10. De esta forma $e_{110} = 0,008738$, $e_{200} = 0,008479$ y $e_{211} = 0,008365$. Los parámetros de red calculados en cada plano, varían según se rota el ángulo de difracción de Bragg y cambia la magnitud del ancho integral del pico de difracción máximo.

Se manifiesta la presencia de tensiones residuales que inducen cambios en el espaciado interplanar y por lo tanto en el parámetro de red de la celda unitaria, dando origen al ensanchamiento y corrimiento de los picos de difracción, en relación con la ubicación de 2θ , lo que origina tensiones internas (compresión) entre granos vecinos, por lo que se densifica la capa superficial y favorece los niveles de dureza, dentro ciertos límites de espesor.

3.5. Comprobación de las propiedades mecánicas de las aleaciones

Para comprobar y comparar las propiedades mecánicas de las aleaciones, se ha procedido a evaluar el resultado de los ensayos mecánicos aplicados.

3.5.1. Dureza de las aleaciones

El resultado de los ensayos de dureza se expone en la tabla 3.5. Con los valores logrados de cada réplica, en las distintas aleaciones ensayadas, se sustituye en la expresión 2.11 y se obtiene un promedio (media).

Tabla 3.5. Valores de dureza de cada réplica y promedio lograda para cada aleación.

Aleación	Réplicas de los ensayos					Media (HRC)
	1	2	3	4	5	
	Valores de dureza (HRC)					
AISI 51100	60,0	61,7	56,6	61,7	61,7	60,34
AISI 1060	35,0	35,5	37,0	34,3	37,7	35,9

En estos resultados se observa la diferencia existente en los valores de dureza de las aleaciones de bolas empleadas con un mismo objetivo (molienda de clínquer en molinos horizontales). Este hecho se debe a que se trata de aleaciones de acero con variada composición química.

La elevada dureza de la aleación AISI 51100 se infiere a la cantidad de carbono y cromo que posee (1,055 % y 1,518 % respectivamente). En el acero AISI 1060, el porcentaje en masa de carbono incide en el descenso del parámetro antes mencionado en comparación con el acero AISI 51100, según se observa en la figura 3.5 por medio de un Gráfico de Columnas Agrupadas.

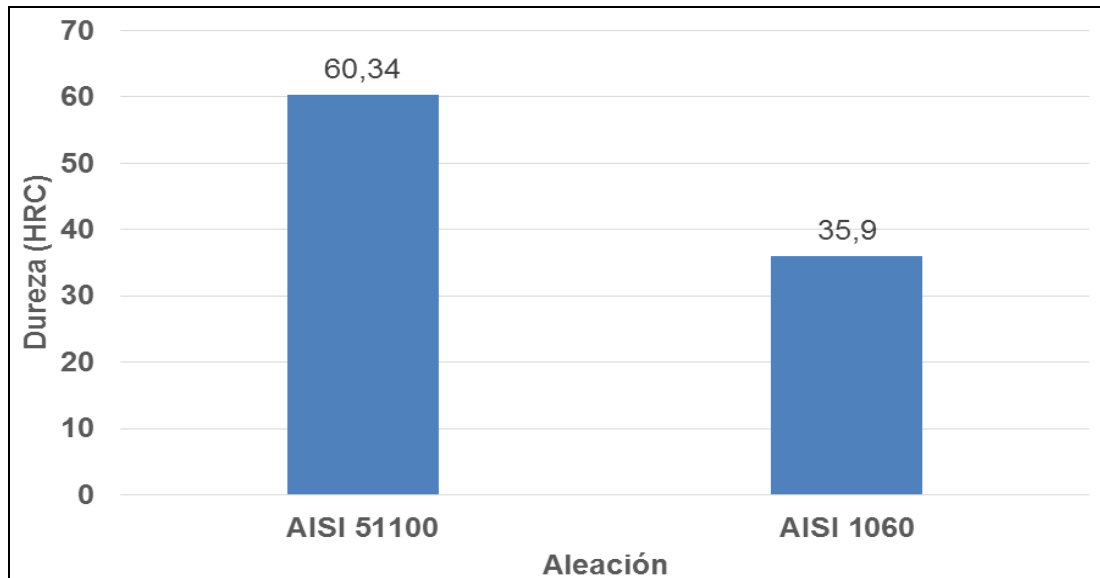


Figura 3.5. Comparación de dureza en las aleaciones analizadas.

De esta forma se afirma que el acero AISI 51100 está dentro del rango de dureza propuesto por Decasper (1981), Magotteaux S.A. y la norma NC-13-05-83, que oscila entre 40 y 65 HRC. Mientras, el acero AISI 1060 no es recomendable para la fabricación de elementos moledores de clínquer, pues el proceso constante de impactos durante la molienda ocasionaría severos daños en el material y por demás la necesidad de sustitución de las bolas en un tiempo precoz.

Se conoce por reportes realizados por autores como Callister (1999) y Vives *et al.* (2004), que una causa del aumento de la dureza es la disminución del tamaño de grano. Esto se debe a dos factores, el primero es que al disminuir el tamaño de grano, aumenta el número de fronteras en una misma área, lo que provoca una elevación de las tensiones a nivel cristalino. El otro es que en las aleaciones policristalinas, los bordes de los cristales constituyen un obstáculo ante el que se acumulan las dislocaciones.

3.5.2. Evaluación del ensayo de desgaste gravimétrico

En la tabla 3.6 se muestran los valores de la comprobación de la variación de masa realizada a las probetas.

Se conoce por Rojas (2011), que se ha demostrado experimental y teóricamente la correlacionada existente entre la dureza de los materiales, el grado de abrasión, la composición química y la microestructura.

El desgaste abrasivo de los cuerpos que trabajan a impacto repetido y por fricción, se caracteriza por la adherencia molecular, de cuyo resultado se presentan múltiples rasguños y cortes del metal, ocasionado por los procesos de fatiga y acritud de los materiales. Por tal razón, deben estar fabricados de aleaciones que satisfagan las exigencias de abrasión y de resistencia al desgaste durante el período de explotación.

Tabla 3.6. Valores de la comprobación de la masa realizada a las probetas.

Aleación	Pesaje 1 (g)	Pesaje 2 (g)	Pesaje 3 (g)
AISI 51100	50,92	50,88	50,87
AISI 1060	56,66	56,57	56,48

La tabla 3.7 refleja el resultado de la variación de masa para cada probeta, además del promedio de material desgastado en función de la masa en gramos. Estos cálculos se obtuvieron a partir de los datos expuestos en la tabla anterior.

Tabla 3.7. Resultados de la variación de masa (ΔP) para cada probeta.

Aleación	ΔP 1 (g)	ΔP 2 (g)	Promedio de ΔP (g)
AISI 51100	0,04	0,01	0,025
AISI 1060	0,09	0,09	0,09

La variación de masa (ΔP) correspondiente a estos materiales se logra a partir de la expresión 2.12 que relaciona la masa inicial y la masa final como la substracción de la mayor menos la menor y se muestra en la figura 3.6 para una mayor comprensión del resultado del desgaste gravimétrico realizado.

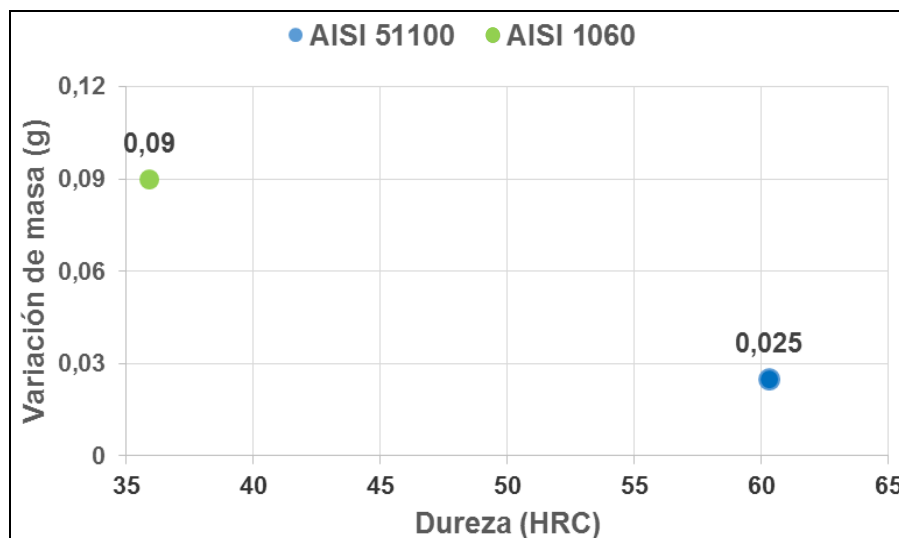


Figura 3.6. Desgaste gravimétrico con respecto a la dureza del material.

Se visualiza que para un valor de dureza de 60,34 HRC, correspondiente al acero AISI 51100, el promedio de desgaste gravimétrico bajo las condiciones establecidas es de 0,025 g. Notablemente inferior al del acero AISI 1060 con 35,9 HRC de dureza y promedio de desgaste de 0,09.

3.6. Resultados del procesamiento estadístico

El tratamiento estadístico de los resultados teóricos y experimentales se realiza por medio del software Microsoft Excel 2007. Los datos se ingresan en el programa informático según las restricciones de las expresiones de cálculo 2.13 y 2.14 y de la tabla 2.3 y se obtienen los resultados de los **errores absolutos** y **relativos** en la tabla 3.7 como sigue.

Tabla 3.7. Resultados del procesamiento estadístico de la variación de masa.

Ensayo	Combinación		Error absoluto
3	+1	-1	1,125
Ensayo	Combinación		Error relativo
3	+1	-1	0,978

Si se multiplica por 100 el valor del **error relativo** calculado, se logra una mayor comprensión de los resultados obtenidos. De esta manera, se tiene que para la combinación de ensayo (AISI 51100-AISI 1060) el valor del **error relativo** correspondiente es de 97 %, respectivamente. Este valor sugiere la influencia de la dureza y la microestructura en el proceso de desgaste de las aleaciones.

3.7. Valoración de las dimensiones ambiental y social

Las partículas sólidas constituyen, por mucho, el principal contaminante emitido a la atmósfera por la industria del cemento. Aunque no son realmente nocivas por su ausencia de toxicidad, son frecuentemente causa de molestias para la población circundante y pueden producir perjuicios en la agricultura al cubrir las hojas de las plantas de una finísima capa de polvo.

Se valora el hecho de que cuando se revisa el estado de las bolas en los molinos, no existe una captación de polvo controlada, por lo que la emisión de partículas al ambiente y hacia los trabajadores es inminente. La exposición a polvo de clínquer puede agravar los síntomas de enfermedades preexistentes tales como patologías respiratorias, enfisema, asma, patologías oculares y cutáneas.

Además, un 7 % aproximadamente de las partículas son pesadas, es decir mayores de 60 micras, lo que las configura como partículas sedimentables, que caerán muy cerca de la planta de fabricación de cemento, con independencia de la altura de la chimenea. Alrededor de un 25 % de las partículas se encuentran entre 1 y 10 micras. Estas serán transportadas a muy largas distancias (Enseñat, 2004). Además de esto se ha comprobado que bolas y partes de estas que se colocan en el patio de almacenaje de desechos de las empresas cementeras se han encontrado a kilómetros de distancia en alcantarillados públicos, influyendo negativamente en el sistema drenaje de las calles.

Sólo un 3 % de las partículas son submicrónicas. Este tipo de partículas sería el más perjudicial si se encontrara muy concentrado al nivel del suelo, ya que puede producir neumoconiosis en los individuos sometidos a larga exposición ante los mismos. Afortunadamente este polvo es el que se transporta a más largas distancias y llega a tierra en concentración inapreciable.

El polvo de clínquer de cemento puede provocar irritación de la garganta, provoca irritación cutánea, lesiones oculares graves, puede provocar una reacción alérgica en la piel o irritar las vías respiratorias.

3.8. Ventaja de asumir la producción de bolas

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

En el caso de la Empresa Mecánica del Níquel de Moa existe un mercado nacional con una demanda superior a las 800 toneladas de bolas al año. Dentro del grupo de cementeras que conforman este mercado se encuentran la empresa “José Mercerón Allen” de Santiago de Cuba, la empresa “Cementos 26 de Julio” de Nuevitas, en Camagüey y la empresa “Cementos Siguaney” en Santi Spíritus.

La tabla 3.8 muestra un resumen de los gastos generales en los que se incurre para la fabricación de las bolas en la Empresa Mecánica del Níquel de Moa, por medio de las partidas de costos de dicha empresa.

Tabla 3.8. Gastos generales para la fabricación de las bolas de molinos.

Conceptos de Gastos	CUP	CUC
Materia prima y materiales	2 986,57	2 496,02
Sub total (Gastos de Elaboración)	2 769,51	929,31
Otros Gastos directos	584,97	295,10
Gastos de fuerza de trabajo	655,25	45,22
Gastos indirectos de producción	1 050,18	335,00
Gastos generales y de administración	312,58	90,78
Gastos Bancarios	166,53	163,21
Costo de Producción	5 756,08	3 425,33
Impuestos y Contribuciones	444,19	0,00
Margen de utilidad S/ Base Autorizada	276,95	0,00
Precio establecido por el MFP	6 477,22	0,00
% Sobre los gastos en divisa	0,00	171,27
Componente en pesos convertibles	0,00	3 596,60

El precio de venta de algunas empresas suministradores de bolas (Magotteaux, expandido por todo el mundo, desde América hasta Europa; Aceros y Suministros, España) a las que la industria cubana del cemento compra en el extranjero se relaciona en la tabla 3.9.

Tabla 3.9. Precio de venta de algunos suministradores internacionales de bolas.

País	Empresa	Precio/T
Canadá	Ontario Limited	1587,50 USD
España	Aceros y Suministros	1875,57 USD
Bélgica	Magotteaux	1300,00 USD
España	Consortio Industrial	1785,91 USD
China	S.L Gonio	1027,00 USD

Desde el punto de vista tecnológico, la EMNi de Moa asume la producción de bolas de diversos diámetros. Se puede afirmar que tienen un precio de venta alto debido a la peculiaridad de obtención de las mismas, si se mide en cuanto a precio de venta con las empresas extranjeras, pero si a este valor se suma el flete, Gastos Impuestos de aduaneros y Gastos de transportación, se incurría en valores a los 3 500 a 4 000 USD, cantidad superior a los de las bolas fabricadas en la Empresa Mecánica del Níquel.

3.9. Conclusiones del capítulo 3

- Las aleaciones ensayadas muestran una matriz austenítica e inclusiones de carburos. Sin embargo, se experimentó un mayor rango de dureza en el acero AISI 51100, que posee una estructura de martensita dentro de la matriz.

- Existe una disminución de la distancia interplanar no tensionada con respecto a la tensionada. Esto revela la presencia de una tensión de compresión, si se aprecia la disminución de la distancia interplanar libre de tensiones, además de la presencia de tensiones debido a los cambios que se producen en los parámetros cristalográficos de la red.
- Las tensiones residuales existentes inducen cambios en el espaciamiento interplanar y en el parámetro de red de la celda unitaria, por lo que dan origen al ensanchamiento y corrimiento de los picos de difracción, en relación con la ubicación 2θ .

CONCLUSIONES GENERALES

- Se evidencia una relación directa entre estructura interna, dureza y capacidad de desgaste, puesto que el acero AISI 51100, con agujas de martensita entre sus microconstituyentes posee una dureza promedio de HRC 60,34, superior a la del acero AISI 1060 (que no muestra martensita) en 22,44 unidades. Además, la aleación aleada al cromo presenta un desgaste 0,065 décimas inferior a la aleación hipoeutectoide.
- Los efectos que han causado las tensiones internas (compresión) entre granos vecinos, por lo que se densifica la capa superficial y favorece los niveles de dureza mostrados, y que han producido cambios en el espaciamiento interplanar, son del tipo microscópico y se pueden considerar como: dislocaciones, fallas de apilamiento, vacancias, gradientes de composición o de tensión y límites de granos.
- El tamaño medio de la cristalita para los planos (110), (200) y (211) es de 0,182184, 0,132733 y 0,109859 nm respectivamente. Las diferencias obtenidas se deben a la formación de paredes densas de dislocaciones dentro de un grano, al apilamiento en las paredes de estos y al agrupamiento desordenado dentro de los mismos.
- El acero AISI 51100 posee un valor de dureza dentro del rango de HRC 40-65, por lo que constituye el de mejores propiedades microestructurales, difractométricas y mecánicas para ser empleada en la fabricación de elementos molidores de clínquer.

RECOMENDACIONES

- Realizar ensayos de microdureza a las aleaciones que son sometidas a proceso de deformación plástica por acritud, durante la molienda de clínquer en molinos de bolas, para observar el comportamiento mecánico de sus microconstituyentes.
- Profundizar en el estudio del ancho integral del pico de difracción a su máxima altura a través de un método Lorentziano o Gaussiano, uno pseudo-Voigth o con transformadas de Fourier.
- Realizar estudios del comportamiento microestructural y difractométrico en aleaciones metálicas fabricadas en la EMNi de Moa, con el fin de ser usadas para la fabricación de bolas de molinos en la industria cementera cubana.
- Implementar los resultados del trabajo en las industrias del níquel y otras empresas donde se utilizan componentes fabricados de aceros AISI 51100 y AISI 1060 que deban ser sometidos a régimen de resistencia al desgaste y fatiga.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ACOSTA-ESQUEDA, M. A.; MARTÍNEZ-MADRID, M. & ALFREDO-LÓPEZ, J. 2000: El tratamiento de los hierros nodulares en el mejoramiento de los materiales en la industria automotriz. *Sanfandila, Qro.* Publicación Técnica No. 148.
2. AKUTAGAWA, S.; MATSUOKA, T.; SEKIMOTO, H.; OTA, M.; YASUHARA, K., 2003: Use of magnetic anisotropy sensor for measurement of stresses on steel support and its potential. ISRM-Technology roadmap for rock mechanics, South African Institute of Mining and Metallurgy.
3. ALBERTIN, E.; SINATORA, A.; PITALUGA, G. & PARADA, A. 2007: Relación entre factores micro-estructurales e impacto repetido en aleaciones de alto cromo para bolas de molino. *Ingeniería Mecánica*. 1 (2008): 57-62.
4. ALCÁNTARA, D.; FERNÁNDEZ, T. & RODRÍGUEZ, I. 2009: Fricción y desgaste en elementos circulares empleados en pasadores. *Ingeniería Mecánica*. 12(2): 49-58.
5. ALCÁNTARA-VALLADARES, J. R. 2008: *Diseño práctico de un molino de bolas*. Tesis de grado. Escuela superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Unidad profesional "Azcapotzalco". 123 p.
6. ÁLVAREZ-GARCÍA, E. 1999: *Tribología: Fricción, Desgaste y Lubricación*. Santa Clara-Cuba, 255 p.
7. AMELINCKX, D.; VAN LANDOYT, J. & VAN TEDELOO G. 1997: *Handbook of Microscopy*, Weinheim: VerlagsgesellschaftMbh.
8. ANDRÉIEV, S. E.; PEROV, V. A. & ZVERIÉVICH, V. V. 1987: *Trituración, desmenuzamiento y cribado de minerales*. 1ed. Pueblo y Educación, La Habana, 431p.
9. ASM, 1992: *Metallography and Microstructures*. 9 ed. Metals Handbook.
10. ASM, 1998: *Materials Characterization*. 9 ed. Metals Handbook.
11. AUSTIN, L. G. 1973: A commentary on the Kick, Bond and Rittinger laws of grinding. *Powder Technology*. 7: 315-317.

12. BELYAKOV, A.; KAIBYSHEV, R. & SAKAI, T. 1998: New grain formation during warm deformation of ferritic stainless steel. *Metall. Trans. A.* 29 (1) 161-167.
13. BELZUNCE, F. J. 2001: Aceros y fundiciones: estructuras, transformaciones, tratamientos térmicos y aplicaciones. Asturias, Universidad de Oviedo, 208 p. Disponible en: <http://www.aceroplatea.es/docs/documento138.pdf>.
14. BENAVIDES-ARIZA, N. & JIMÉNEZ-VILLARREAL, B. A. 2016: *Análisis comparativo de la resistencia al desgaste erosivo por partículas sólidas según la norma ASTM G-76 para un acero AISI-SAE 4140 sometido a diferentes tratamientos térmicos*. Carlos Arturo Bohorquez Ávila (Director). Tesis de grado. Universidad libre, Bogotá D.C. 124 p.
15. BERGSTRÖM, Y. & ARONSSON, B. 1972: The application of a dislocation model to the strain and temperature dependence of strain hardening exponent in the Ludwik-Hollomon relation between stress and strain in mild steels. 3 (1) 1951-1957.
16. BIRKHOLZ, M., 2006: Thin film analysis by X-Ray scattering. *Wiley VCH*.
17. BOND, F.C. 1952: The third theory of comminution. *Trans. AIME*. 193: 484-494.
18. CABRERA J.; ALOMAR, A.; JONAS, J. & PRADO, J. 1997: Modeling the flow behavior of a medium carbon microalloyed steel under working conditions, *Metall and Mater Trans. A.* 28 (5) 2233-2244.
19. CALLISTER, W. 2007: *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 7th ed. John Wiley & Sons, Inc. New York, United State, 975.
20. CALLISTER, W. D. 2009: *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 5 ed. Félix Varela, La Habana, 871 p.
21. CALLISTER, W. 1999: *Materials Science and Engineering. An Introduction*. Fifth Edition. Department of Metallurgical Engineering. University of Utah. John Wiley & Sons. 8195 pp.
22. CARABALLO, M. 2004: Comportamiento físico del acero Hadfield, en presencia de cargas explosivas. *Minería y Geología*. (2) 35-40.

23. CULLITY, B. 1967: Elements of X-ray diffraction. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science. University of Notre Dame. 514 p.
24. CHACIN, F. 2000: *Diseño y análisis de experimentos I*. Ed. FEPUVA-UCV. Caracas, Venezuela, 388 p.
25. CHILLCCE-AQUINO, V. M.; ROJAS-AMARO, R. H. 2012: *Implementación del sistema experto en molinos para optimizar la molienda del circuito de cobre en la planta concentradora de sociedad minera cerro verde S.A.A.* Tesis de grado. Universidad nacional del centro del Perú. 189 p.
26. D'ANGELO, L; GONZÁLEZ, G; OCHOA, J & D'ONOFRIO, L. 2006: Estudio de las transformaciones estructurales producidas por el proceso de aleación mecánica en el sistema Fe-Al. *Revista de la facultad de Ingeniería, UCV*, vol. 21, núm.1: 39.
27. DECASPER, J. 1981: Manual del Molino. Holderbank. Administración y Asesoría S.A. Centro Técnico. Departamento de Procesos y Tecnología.
28. DÍAS DEL CASTILLO, F. & REYES, A. 2012: *Aceros, estructuras y tratamientos térmicos*. Cuautitlán Izcalli, 159 p.
29. DIEZ-ESTEBAN, V. 2008. *Proyecto de instalación de una planta de molienda de cemento*. José Luís Pérez Díaz (Tutor), Tesis de grado. Universidad Carlos III de Madrid. 293 p.
30. DIEZ-CICERO, C. J.; FIGUEROA-HERNÁNDEZ, C. R.; ORDÓÑEZ-HERNÁNDEZ, U.; FERNÁNDEZ-LÓPEZ, G. R. & Mondelo-García, F. 2008: Influencia de los factores microestructurales en la resistencia al desgaste por deslizamiento de las fundiciones nodulares austemperadas. *Ingeniería Mecánica*. 3 (2008): 21-28.
31. DOGAN, O.; HAUKE, J. & LAIRD, G. 1997: Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons Metallurgical and Materials Transactions A. 28 (3) 23-28.
32. EL AXIR, M. & SERAGE, S. 1988: Investigations into the burnishing of external cylindrical surface of 70/30 Cu-Zn alloy, *Wear*. 127 (2) 123-137.

33. ENSEÑAT, A 2004: La industria del cemento dentro de la problemática de la contaminación atmosférica. Subdirector General del Medio Ambiente Industria.
34. FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T; RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, I; QUINTANA-PUCHOL, R. & GARCÍA-DOMÍNGUEZ, A. 2012: Determinación de tensiones por rayos X del acero AISI 1045 deformado por rodillo. *Ingeniería Mecánica*. Vol. 15. (1): 23-33.
35. FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T. 2011: *Mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura*. Prof. Tit., Lic. Rafael Quintana Puchol, Dr. C. (Tutor). Tesis Doctoral. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa. 147 p.
36. FREDDY, A.; FRANCO, G. & LINILSON, R. 2007: Ruido magnético de Barkhausen: ensayo no destructivo para la evaluación de grados de dureza en aceros. Universidad Tecnológica de Pereira. *Scientia et Técnica*. 13 (36). 135-139.
37. GOLSTEIN, J. I.; NEWBURRY, D. E.; ECHLING, P.; JOY, D. C.; ROMING (Jr), A. D.; LYMANC-FIORI C. E. & LITSHIN E. 1997: *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis: a text for biologists, materials scientist and geologists*. 2 ed. N.Y.: *Plenum Press*.
38. GOURDET, S. & MONTHEILLET, F. 2000: An experimental study of the mechanism during deformation of aluminium, *Materials Science and Engineering*. A 283 (151) 274-288.
39. GULIÁEV, A. P. 1977: *Metalografía. Tomo I*. Félix Varela, La Habana, 364 p.
40. GUTIÉRREZ, H. & DE LA VARA, R. 2008: *Análisis y Diseño de Experimentos*. 2 ed. McGraw-Hill/Interamericana, México, 545 p.
41. HAUK, V., 1997: Structural and Residual Stress analysis by nondestructive methods. *Elsevier*. 44 (4) 76-82.
42. HAUK, V. y MACHERAUCH, E. 1984: Useful guide for x-ray stress evaluation (XSE), *Advances in x-Ray Analysis*. 27 (12) 81-99.
43. HENDRY, J.; RUDD, D. & SEADER, J. 1973: Synthesis in the design of chemical processes, *AIChE J*. 19 (1) 13-17.

44. HJELEN, J.; ORSUND, R. & NES, E. 1991: On the origin of recrystallization textures in aluminium, *Acta Metall.* 39 (23) 1377-1404.
45. HONEYCOMBE, R. W. 1981: *Key to Steels. Microstructure and properties* Spottiswoode Ballantyne Ltd.
46. HUMPHREYS, F. & HATHERLY, M., 1995: *Recrystallization and related annealing phenomena*, Pergamon Press, Oxford.
47. INAL, K.; NEALE, K. & ABOUTAJEDDINE, A. 2005: Forming limit comparison for FCC and BCC sheets, *International Journal of Plasticity*, 21 (6) 1255-1266.
48. IUFFE, A. 1994: Modificación del hierro con grafito esferoidal en el molde. *Liteinoe proistbostba.* 6 (12) 5-6.
49. JANKOVIC, A; DUNDAR, H. & MEHTA, R. 2010: Relationships between comminution energy and product size for a magnetite ore. *Journal paper.* 110: 141-146.
50. JANOWAK, J. F. & GUNDLACH, R. B. 1987: *Fundiciones Grises Aleadas. Fundición.*
51. JENKINS, R.; ZINDER, R., 1996: *Introduction to x-Ray, Powder Diffractometry* John Wilerand Sons, pp 47-94.
52. KICK, F. 1885. *Das Gesetz der Proportionalem Widerstand und Seine Anwendung.* Leipzig, Germany.
53. KING R. P. 2001: *Modeling and simulation of mineral processing systems.* Butterworth-Heinemann, Oxford, Reino Unido, 415 p.
54. KING, R. P. 2000: *Grinding.* 6 (1): 8-39.
55. KLUG, H., 1974: *X-ray diffraction procedures for polycrystalline and amorphous materials.* John Wiley and Sons.
56. KRAUSE, D. E. 1969: *Gray Iron-A Unique Engineering Material*, Philadelphia. ASTM, Special Technical Publications.
57. KRUSCHOV, M. 1957: Resistance of metals to wear by abrasion, as related to hardness. *Proceedings of conference on lubrication and Wear.* London.

58. KUKIELKA, L. 1989: Designating the field areas for the contact of a rotary burnishing element with the rough surface of a part, providing a high quality product, *Journal of Mechanical Technology*. 19 (3) 319-356.
59. LAASRAOUI, A. & JONAS, J. 1991: Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rate, *Metallurgical Transactions*. 22 (13) 1545-1558.
60. LAMPARTER, P. 2000: Crystallite sizes and micro strains from x-ray diffraction line profile analysis. *Metallurgical Transactions*, 40 (11) 145-150.
61. LAUDON, D., 1988: Estudio de los métodos de determinación del ancho de la línea en el difractograma. Folleto. Departamento de Física. Universidad de Matanzas.
62. LEBEDKO, A. 1982: Increasing the service life of textile machinery by surface strain hardening, *Metallovedenie Termicheskoi Obrabotka Met.* 2 (4) 54-55.
63. LEWENSON, L. B & PREJGERSON, G. I. 1960: Droblenie i Grochoczenie / Comminution and Classifying of Minerals, Gostoptiechizdat, Moscow.
64. LIN, Y.; YAN, B. & HUANG, F. 2001: Surface improvement using a combination of electrical discharge machining with ball burnish machining based on the Taguchi method, *International Journal of Advanced Manufacturing*. 18 (9) 673-682.
65. MAGOTTEAUX. 1954: shaping a world of performance.
66. MARDULIER, F. J. 1968: Balance-Key to mil/Separator Operations, IV. Annual Center Industry Oper. *Seminar, Chicago*. 66-78.
67. MÁRQUEZ-SÁNCHEZ, J. A.; GARCÍA-HINOJOSA, J. A.; AMARO-VILLENA, A. M. & HUERTA-CERDÁN, A. 2006: Bolas para molienda de minerales fabricadas de hierros ADI/CAVI. En: *VI Congreso Binacional de Metalurgia y Materiales*. CONAMET/SAM. Memorias. Santiago de Chile, Chile, 27 Nov-1 Dic.
68. MARTINEZ-LOZANO, G. 2007: *Análisis de parámetros microestructurales: tamaño de cristalita y microdeformación de Compuestos Tipo Hidrotalcita de Cobalto*. Miguel Hesiquio-Garduño (Tutor). Tesis para obtener el grado de Maester en Ciencias. Instituto Politécnico Nacional (Méjico D. F.). 96 p.

69. MAUJO-ARCE, O. 2016: *Selección del material para la fundición de bolas empleadas en la molienda del clínquer*. Eider Gresesqui Lobaina; Isnel Rodríguez González (Tutores). Trabajo de diploma. Instituto superior Minero Metalúrgico de Moa. 80 p.
70. MENACHO, J. & CONCHA, F. 1986: Mathematical model of ball wear in grinding mills: I. Zero-order wear rate. *Powder Technology*. 47: 87-96.
71. MENACHO, J. M. & CONCHA, F. J. 1987: Mathematical model of ball wear in grinding mills II. General solution. *Powder Technology* [en línea] 52 (3). Disponible en: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/003259108780116X> 165, 166, 169.
72. MICHAEL, H.; WALTER, E. & HERBERT, G. 2002: Micro strain in HMX investigated with powder x-ray diffraction and correlation with the mechanical sensitivity. *JCPDS-International Centre for Diffraction, Advances in x-Ray Analysis*. 45 (23) 212-217.
73. MONSALVE, M; ESPERANZA, M & VARGAS, F. 2007: Técnicas utilizadas para la medición de esfuerzos residuales en películas delgadas depositadas por PVD. *Scientia et Technica*. Año XIII (36): 769.
74. MOORTHY, V. 2005: Magnetic Barkhausen emission technique for detecting the overstressing during bending fatigue in case-carburised in 36 steel. 38 (5) 59-66.
75. MORANCHEL, M. 2012: *Análisis de la evolución microestructural del daño por irradiación neutrónica en la vasija de presión de un reactor nuclear de potencia BWR*. DR. Arturo García Bórquez y DR. Luis Carlos Longoria Gándara (Tutores). Tesis de doctorado. Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de la Escuela Superior de Física y Matemática (ESFM). 92 p.
76. MORENO, P. 2005. Una teoría discreta de dislocaciones en redes cristalinas. California Institute of Technology. Universidad de Sevilla. <http://scala.uc3m.es/MANS>.
77. NES, E., 1998: Modelling of work hardening and stress saturation in FCC metals, *Progress in Materials Science*. 41 (18) 129-193.

78. NIBERK, A. 1987: Resistencia al desgaste de guías tratadas por rodilado, *Máquinas Herramienta*, 5 (2) 25-26.
79. OGBURN, F. 2001: Roll to the finish, *Cutting Tool Engineering*. USA. 53 (6) 54-57.
80. PAUMIER, Y. 2013: *Comportamiento microestructural del material del enfriador de mineral de la Empresa "Comandante Ernesto Che Guevara"*. Tomás H. Fernández Columbié (Tutor). Tesis de maestría. Instituto Superior Minero Metalúrgico. 99 p.
81. PERO-SANZ, J., 2000: Ciencia de los materiales. Metalurgia Física: Estructura y Propiedades, 3ra ed. Editorial DUSSAT SA, España, 502 p.
82. PICKERING, F. & GLADMAN, Y. 1963: Iron and Steel Inst. Spec. Rep. No 81, p. 10.
83. POCHETTINO, A. & SÁNCHEZ, P. 1999: Modelización del endurecimiento por trabajado en materiales metálicos. Aplicaciones a materiales de estructura hexagonal compacta. *Ciencia y Técnica*. 157 (162) 835-840.
84. PREVEY, P. 2000: Effect of cold work on the thermal stability of residual compression in surface enhanced IN 718, Nickel base alloys, ASM International, *Heat Treating Including Advances in Surface Engineering*. 1 (2) 426-434.
85. PUTATUNDA, S. & BINGI, G. 2012: Influence of step-down austempering process on the fracture toughness of austempered ductile iron. *Journal of Materials Science and Engineering with Advanced Technology*. 5 (1): 39-70.
86. RITTINGER, R. P. 1867: *Lehrbuch der Aufbereitungskunde* (Text book of Unit Operations). Ernest & Korn. Berlin, Germany.
87. RIVERA-MADRID, I.; QUINTERO, F. & BUSTAMANTE-RÚA, O. 2012: Análisis del desgaste de medios molidores de acero en un molino de bolas de la compañía Argos S.A. *Prospect*. 10 (1): 108-112.
88. RIVERA-MADRID, I. 2013: *Balance poblacional en un molino de bolas para una ley de desgaste de tipo exponencial e hiperbólico en tiempos largos*. Moises Oswaldo Bustamante Rúa (Tutor). Tesis doctoral. Universidad Nacional de Colombia. 84 p.

89. RIVERA-MADRID, I.; QUINTERO, F.; BUSTAMANTE-RÚA, O & LOAIZA, G. 2014: Aplicación de un modelo de balance poblacional a un molino de bolas en la industria del cemento. *Ingeniería y Ciencia*. 10 (19): 163-177.
90. ROCHA, A.; NUNES, R. & HIRSCH, T. 2009: Comparação entre difração de raios x e "método do furo cego" para medição de tensões residuais em barras cilíndricas. *Matéria* (Rio de Janeiro). 14 (3) 1-14. materia@labh2.coppe.ufrj.br.
91. ROJAS-FERNÁNDEZ, M. V. 2011: *Resistencia al desgaste de la aleación Ni-Resist con adición de aluminio como elemento de aleación*. Alberto Velázquez Del Rosario y Félix Ariel Morales Rodríguez (Tutores). Tesis de maestría. Instituto Superior Minero Metalúrgico. 78 p.
92. RUIZ, D.; PIOTRKOWSKI, R.; LÓPEZ; RUZZANTE, J. 2008: Ruido Barkhausen y emisión magneto acústica para la caracterización de materiales ferromagnéticos. 13 (1) 12-22. Consulta: 22 de Enero de 2008. *Disponible en: <http://www.materia.coppe>*.
93. SAKAI, Y. & TAMURA, N. 2000: Experimental research for estimating erection stress of steel bridge using magnetic anisotropy sensor, proceeding of the SEIKEN SYMPOSIUM Non-Destructive Engineering. 26 (15) 61-70.
94. SAMPÉN, L. 2003: Pautas para el diseño de partes metálicas resistentes al desgaste. *Industrial Data*. 6 (2): 74-78.
95. SILOT-MONTERO, Y. 2014: *Obtención de bolas para la molienda del clínquer a partir de una nueva tecnología de fundición*. Yunior Correa Cala (Tutor). Trabajo de Diploma. Instituto superior Minero Metalúrgico de Moa. 68 p.
96. SKALKI, K.; RONDA, J. 1988: Application of contact mechanics to modelling of burnishing process. *International Journal of Mechanical Sciences*. 37 (5) 461-472.
97. SMITH, J. BELJERS, 1955: Philips Res. Rep. 10, 113.
98. STOKES, A.; WILSON, A. 1944: Proc. Camb. Phil. Soc., 40 197; Proc. Phys. 56. 174 p.
99. STOKES, J. & LOONEY, L. 2004: Residual stress in HVOF thermally sprayed thick deposits. *Surface and Coatings Technology*. 177 (178) 18-23.

100. SUPRA STEEL. 2011: suppliers of grinding media.
101. TAYLOR, H. 1990: *Cement Chemistry*. Academic Press, London, 475 p.
102. USHIODA, K.; OHSONE, H. & ABE, M. 2000: Recrystallization textures after rolling under the condition of dynamic strain aging. 4 (3) 254-259.
103. VERMEULEN, L.A. & HOWAT D.D. 1986: Abrasive and impactive wear of grinding balls in rotary mills. *Mining and Metallurgy*. 86 (4): 113-124.
104. VIVES, R.; GAFFET, H.; MEUNIER, X. & KLUG, O., 2004: Energetic Crystal in Mat. Res. Sot. Symp. Proc. Structure and Lattice Dependent Response, Properties of energetic Materials. 296 (148) 765-770.
105. VOORWALD, H.; SOUZA, R.; PIGATIN, W. & CIOFFI, M. 2005: Evaluation of WC 17 Co and WC 10 Co 4 Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. *Surface and Coatings Technology*. 190 (4) 155-164.
106. WAGANOFF, N. 1956: Trituración, molienda y separación de Minerales. Alsina, Buenos Aires.
107. WALKER, W. H.; LEWIS, W. K., MCADAMS, W. H. Y GILLILAND, E.R. 1937: *Principles of Chemical Engineering*. McGraw-Hill. NY, USA.
108. WARREN, B., 1969: X-ray diffraction. Addison-Wesley Publishing Company.
109. WESTERBERG, A. 1980: A Review of Process Synthesis, en *Computer Applications to Chemical Engineering*, R.G. Squires and G.V. Reklaitis (eds), ACS Symposium Series.
110. WILLIAMSON, G. & HALL. 1953: W., X-ray line broadening from jiled aluminium and wolfram; *Acta Metals*. 1 (22) 26-31.