

REPÚBLICA DE CUBA
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
Dr. ANTONIO NUÑEZ JIMÉNEZ
FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO INGENIERÍA MECÁNICA

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

**Comportamiento del desgaste en pasadores de
equipos de laboreo minero fabricados de acero
AISI 1045**

AUTOR (A): Ing. Dayanis Alcántara Borges.

**TUTOR: Dr. C. Félix Ariel Morales Rodríguez
M Sc. Tomás Fernández Columbié**

“Año 54 de la Revolución”

Moa 2012



Declaración de Autoridad

Yo: Dayanis Alcántara Borges

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

Ing. Dayanis Alcántara Borges

Dr. C. Félix Morales Rodríguez

M Sc. Tomás Fernández Columbié



Pensamiento

..... Y siempre mediremos, por encima de todo un técnico y un científico no por su conocimiento, sino por el grado de humildad y modestia con que sea capaz de aportar sus conocimientos.

Fidel Castro Ruz.

En la tierra hacen faltas personas

QUE:

Trabajen más y critiquen menos,

Construyan más y destruyan menos,

Prometan menos y resuelvan más,

Esperen recibir menos dar más,

Digan mejor ahora que mañana.

Ché



AGRADECIMIENTOS

A los profesores Ms.C Tomás Fernández Columbié y Dr. C Félix Morales Rodríguez por ofrecerme su ayuda desinteresada y su asesoría científica durante la elaboración de mi tesis.

A todos mis compañeros del departamento y la facultad, por su apoyo y colaboración.

A los compañeros de la Facultad de Metalurgia Electromecánica por su apoyo incondicional.

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

A todos muchas gracias.



DEDICATORIA

A mis padres Claribel y Francisco por exhortarme todos los días a
la realización de la tesis.

A mi hermano Javier que le sirva de ejemplo.

A todos los que me dieron fuerza y me animaron a seguir.

A la revolución por darme la oportunidad



Síntesis

El trabajo realiza una investigación sobre la influencia que genera el desgaste abrasivo y la fricción de un par tribológico metal – metal sobre los pasadores que componen las esteras de los equipos de laboreo minero, los cuales son fabricados de acero AISI 1045 tratado térmicamente. A partir del análisis de muestras cortadas se determinan las capas que se forman por la deformación plástica en frío (acritud); la primera en la superficie del pasador con dureza de 590 HV; la segunda por efecto del borde del casquillo sobre el pasador con dureza de 560 HV y la tercera por el tratamiento térmico inducido a la pieza con dureza de 480 HV. Se establece una metodología de cálculo considerando diferentes cargas que se generan en la superficie del pasador, así como análisis microestructural a través de técnicas de microscopía óptica que permiten establecer el tamaño del grano con estructura martensítica y sometido a compresión dinámica, al mismo tiempo se realizó ensayos de dureza. Por último se establece un diseño de experimento obteniéndose modelos lineales de mínimos cuadrados estadísticamente significativos que muestran una tendencia creciente de sus propiedades mecánicas y funcionales en la misma medida que se incrementan las variables independientes del proceso de experimentación (F y D), las cuales están relacionadas con la fuerza y el desgaste. Se analiza la valoración económica, así como el efecto social ambiental.



Synthesis

The work carries out an investigation on the influence that generates the abrasive waste and the friction of an even tribological metal - metal on the pins that compose the mats of the teams of mining labour, which are manufactured of steel AISI 1045 treated thermally. Starting from the analysis of cut samples the layers are determined that are formed for the cold plastic deformation (work hardening); the first one in the surface of the pin with hardness of 590 HV; the second for effect of the border of the case on the pin with hardness of 560 HV and the third for the induced thermal treatment to the piece with hardness of 480 HV. A methodology of calculation whereas different loads that they are generated in the surface of the pin, settles down as well as analysis microstructure through technical of optic microscopy that allow to establish the size of the grain with structure martensitic and subjected to dynamic compression, at the same time he was carried out rehearings of hardness. Lastly an experiment design settles down being obtained lineal models of least squares statistically significant that show a growing tendency of its mechanical and functional states in the same measure that the independent variables of the experimentation process are increased (F and D), which are related with the force and the waste. The economic valuation is analyzed, as well as the environmental social effect.

TABLA DE CONTENIDOS

SÍNTESIS	Pág
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO Y ANTECEDENTES DE LA INVESTIGACIÓN	
1.1. Introducción	6
1.2. Generalidades acerca del acero AISI 1045	6
1.3. Comportamiento del acero sometido a compresión	7
1.4. Desgaste abrasivo	9
1.4.1. Manifestaciones del desgaste abrasivo	10
1.5. Desgaste por partículas abrasivas	13
1.6. Capas superficiales de las piezas durante la deformación plástica	14
1.7. Endurecimiento por deformación en frío	17
1.8. Endurecimiento por deformación de la estructura cristalina	18
1.9. Deformación por tamaño de grano	20
1.10. Tipos de fricción según el movimiento de las superficies	21
1.11. Estructura del acero AISI 1045 con estructura martensita	26
1.12. Conclusiones del capítulo 1	27
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	29
2.2. Característica del tractor de estera del tipo Komatsu D 85 P – 21	29
2.3. Composición química del acero AISI 1045	30
2.4. Comportamiento microestructural	31
2.5. Caracterización de las capas deformadas en el pasador	31
2.6. Diseño de experimento	32
2.6.1. Carga del tractor	33
2.7. Elaboración mecánica de las probetas	33
2.7.1. Desbaste y pulido	34
2.7.2. Preparación metalográfica de la probeta	35
2.7.3. Ensayo de microdureza	35
2.8. Determinación del desgaste en los pasadores	35
2.9. Consideraciones para realizar pruebas de desgaste abrasivo	41



2.9.1. Parámetros estructurales	42
2.9.2. Parámetros operacionales	42
2.9.3. Parámetros de interacción	42
2.10. Metodología de cálculo para el ensayo de desgaste abrasivo	43
2.11. Procesamiento estadístico de los datos	45
2.11.1. Determinación de los coeficientes de regresión	45
2.11.2. Cálculo de la varianza	46
2.12. Conclusiones del capítulo 2	47
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	48
3.2. Análisis de la composición del material empleado en los pasadores	48
3.3. Análisis de las microestructuras	49
3.3.1. Análisis de la dureza en las capas	52
3.4. Análisis del desgaste en los pasadores	53
3.5. Análisis de las pruebas de desgaste abrasivo	60
3.5.1. Análisis del cálculo del desgaste para las probetas	62
3.6. Análisis del diseño de experimentos	63
3.6.1. Análisis del comportamiento de la dureza en relación al desgaste	63
3.6.2. Análisis de la Varianza	65
3.6.3. Análisis del comportamiento de la dureza con relación a la fuerza	65
3.6.4. Análisis de la Varianza	66
3.7. Valoración Económica	67
3.8. Valoración del impacto medio ambiental	68
3.9. Conclusiones del capítulo 3	69
CONCLUSIONES GENERALES	
RECOMENDACIONES	
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	
ANEXOS	



INTRODUCCION

Por ser Cuba un país subdesarrollado que cuenta con escasos recursos para invertir en su industrialización y desarrollo, es necesaria la racionalización de los procesos industriales y económicos y de esta forma lograr el incremento de la productividad, el crecimiento de los rendimientos. El empleo racional de nuevas técnicas y el aumento cada vez mayor de la mecanización, representan aspectos donde se han alcanzado logros incuestionables. Aparejado a esto, se desarrolla en todo el país la industria de construcción de maquinarias, necesaria para lograr muchos de los aspectos antes planteados, lográndose la sustitución de algunas importaciones por producciones nacionales de calidad.

El desgaste por fricción genera considerables pérdidas de materiales, recursos, tiempo y gran cantidad de medios para su reparación, con la consiguiente disminución de la producción, así como en la elaboración o adquisición de nuevos elementos. Si a estos factores se une la tendencia a incrementar las velocidades de trabajo, se tienen elementos suficientes para entender por qué el incremento de la vida útil de los órganos de trabajo de los elementos de máquinas, se ha convertido en un problema básico en la práctica de la ingeniería en los últimos años. Los órganos de trabajo de las maquinarias tienen además particularidades en cuanto a su uso, como son presentar períodos de trabajo relativamente cortos y largos períodos de almacenamiento. En estos últimos, varían las dimensiones y propiedades de los materiales debido a los procesos de oxidación corrosión, y posibilidades de deformaciones permanentes, en ocasiones, debido a la acción del propio peso de los elementos, cuando éstos tienen dimensiones considerables.

Los equipos que mayormente, sus componentes están sujeto al desgaste son los de laboreo minero por la actividad que realizan, uno de esos elementos son los pasadores de las esteras. El pasador, fabricado de acero AISI 1045, es una de la pieza más importante en las máquinas empleadas en el acopio de minerales, el mismo tiene la particularidad de ser el elemento o eslabón de la cadena que sujeta las guías de las esteras, la cual trabaja en condiciones de cargas severas y soportan cargas elevadas a velocidades medias. También tienen como función, permitir el movimiento de rotación longitudinal de la cadena, asegurando la suavidad en la marcha, así como su rendimiento, al presentar desgaste, se obstaculiza el funcionamiento (Alcántara *et al.*, 2008).



Situación problemática

En las labores mineras de la industria cubana del níquel y de la construcción se emplean equipos pesados para el movimiento de tierra, extracción, carga, transporte, preparación mecánica de los minerales y materiales de construcción que serán destinados a un proceso tecnológico posterior. Una de las averías de mayor frecuencia en estos equipos es el desgaste de los pasadores de las orugas de los tractores, de las grúas, articulaciones de diferentes mecanismos de volteo y de giro. Estas averías provocan fallas catastróficas por desgaste superficial o afectan la habilidad del componente para su función. Las causas anteriores disminuyen el nivel de fiabilidad y la productividad, además encarecen el mantenimiento. Los principales equipos afectados por estas causas en la industria minera son los komatsu - D85P - 21, excavadoras, trituradores de rodillos de la empresa "Comandante Ernesto Che Guevara", "Comandante René Ramos Latour", "Comandante Pedro Sotto Alba" y "Comandante Antonio Sánchez Díaz "Pinares". Las fallas en estos elementos de máquinas son producto al desgaste abrasivo y adhesivo de la superficie de contacto en los mismos (Díaz *et al.*, 2007; Alcántara *et al.*, 2008(a) y Alcántara *et al.*, 2008(b)).

Problema

Aún son insuficientes los estudios realizados acerca del comportamiento microestructural, la dureza y la formación de capas superficiales en el acero AISI 1045 tratado térmicamente que se emplea en los pasadores de los equipos de laboreo minero del tipo Komatsu, cuando se deforman plásticamente en frío, por efecto del desgaste de deslizamiento rodadura.

Objeto de la investigación

Pasadores de la estera de los equipos de laboreo minero del tipo komatsu.

Campo de acción

Microestructura, dureza y capas superficiales del acero AISI 1045 tratado térmicamente y empleado como material de los pasadores de los equipos de laboreo minero



Hipótesis

Si se determinan las microestructuras y la dureza en las diferentes capas superficiales, que se forman en el pasador de la estera de los tractores, que son fabricados de acero AISI 1045 tratado térmicamente y se deforman plásticamente en frío, se podrá conocer el efecto del desgaste sobre los mismos productos del deslizamiento/rodadura y controlar por tanto, las propiedades mecánicas para su aplicación en piezas sometidas a condiciones severas de trabajo en la industria minera.

Objetivo del trabajo

Determinar las consecuencias del desgaste, que por el efecto del deslizamiento rodadura, provocan cambios adicionales de dureza en las capas superficiales y en la microestructura de los pasadores de las esteras de los tractores del tipo Komatsu, fabricados de acero AISI 1045 tratado térmicamente.

Objetivos específicos

1. Definir las regularidades del comportamiento microestructural y la dureza que se originan en las capas superficiales del pasador de la estera fabricados de acero AISI 1045 tratado térmicamente,
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar el efecto del desgaste que provoca cambios microestructurales y de dureza en la superficie del pasador producto del par tribológico.
3. Establecer a partir de las regularidades obtenidas como: comportamiento microestructural, tamaño de grano y la macro y microdeformación el incremento de la dureza en las capas superficiales por el efecto del deslizamiento rodadura en los pasadores.

Tareas

1. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas con las variaciones del proceso de deformación plástica,
2. Análisis de los efectos de las variables empleadas en la caracterización del desgaste en las capas deformadas por las tensiones de compresión,



3. Planificación, diseño y realización de experimentos,
4. Análisis de resultados y obtención de las regularidades del estado tensional provocado por las deformaciones reticulares y las macro y microdeformaciones del acero AISI 1045, deformado en frío, por el efecto del desgaste.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales.

Dentro de los métodos teóricos los más empleados fueron

- **Análisis y síntesis:** división y unión abstracta de las variables empleadas en el trabajo, el comportamiento microestructural, la dureza y la formación de capas superficiales que se originan en los pasadores por estar expuesto al efecto del desgaste, en sus relaciones y componentes para facilitar su estudio,
- **Inducción y deducción:** la inducción permitió arribar a proposiciones generales a partir de hechos aislados y la deducción posibilitó, a partir del estudio de conocimientos generales de los métodos de cálculo de resistencia de materiales, inferir particularidades para un razonamiento lógico,
- **Los métodos históricos:** posibilitaron el estudio detallado de los antecedentes, causas y condiciones históricas en que surgió el problema,
- **Los métodos lógicos:** se basaron en el estudio histórico del fenómeno de la deformación plástica, en objetos de la ingeniería mecánica y metalúrgica,
- **La modelación:** se crearon abstracciones para representar la realidad compleja del fenómeno de deformación plástica.

Los métodos empíricos: explican las características observables y presuponen determinadas operaciones prácticas, tanto con los objetivos, como con los medios materiales del conocimiento utilizado. Estos métodos se expresan a través de las técnicas de la observación, documentación, la comunicación personal e impersonal y la experimentación.

CAPÍTULO I



CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO Y ANTECEDENTES DE LA INVESTIGACIÓN

1.1. Introducción

No hay una regla general que sea válida para todas las manifestaciones del desgaste, este fenómeno está afectado por toda una variedad de condiciones, tales como tipo y modo de la carga, velocidad, cantidad y tipo de lubricante, temperatura, dureza, acabado de la superficie, presencia de materiales extraños y naturaleza química del medio. Así como las condiciones varían en cada aplicación, también lo hacen las correspondientes manifestaciones de desgaste, además en la práctica, el desgaste es, generalmente una combinación de una o más formas elementales. Por lo tanto no siempre es fácil, en cualquier aplicación dada, deducir que tipo de desgaste ha ocurrido.

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar un análisis de la bibliografía existente relacionada con el mecanismo del desgaste y su influencia en el incremento de la dureza superficial.

1.2. Generalidades acerca del acero AISI 1045

El acero AISI 1045 se emplea en la fabricación de elementos de máquinas, estructuras y construcciones. El contenido de carbono en el acero, comúnmente no supera el 0,42 - 0,46 %, el mismo posee alta resistencia, plasticidad y viscosidad en combinación con excelentes propiedades de ingeniería, se elabora fácilmente por presión (laminado, forjado, estampado) y por corte y baja tendencia a las deformaciones y formaciones de grietas durante el temple, alcanzando valores de dureza de 56 - 58 HRC (Lajtin, 1973 y Sabinet, 2005), es un material adecuado para árboles, ejes, pasadores, tornillos (Bengton, 1991).

De acuerdo con los criterios de Caubet (1971); Guliaev (1983), el acero AISI 1045 en las condiciones de rozamiento, acompañado de grandes presiones, tiene una gran resistencia al desgaste. Este acero se utiliza fundido con menos frecuencia, permite una deformación fácil en frío y posee la alta tenacidad y plasticidad típica de los aceros, al mismo tiempo que ofrece una buena resistencia al desgaste abrasivo, esto se debe a que el proceso de endurecimiento va acompañado de la deformación plástica del metal, trayendo consigo un incremento en la fatiga residual compresiva interna y a un considerable aumento en la dureza de la superficie (Krauss, 2001).



El acero AISI 1045, después de un tratamiento mecánico, reúne las propiedades de resistencia al desgaste, en consecuencia constituye el material idóneo para garantizar la asignación de servicio de piezas de maquinarias, su precio de producción es bajo, no obstante en las condiciones en que se ofertan en el mercado dichos elementos fabricados de este material, no se asegura la dureza requerida antes de su puesta en explotación (Várela, 2003).

1.3. Comportamiento del acero sometido a compresión

Según Birkholz (2006) cuando en el acero se le aplica fuerza externa, como es el proceso de deformación, provoca alta densidad de dislocaciones, lo cual favorece el aumento del límite elástico, además las dislocaciones lograrán endurecerlo y aumentar su resistencia a la deformación plástica. Por otro lado Fernández et al. (2009) al analizar la tensión deformación del acero AISI 1045, plantea que en los cristales reales existen gran cantidad de dislocaciones que además crecen cuando se aplican fuerzas de deformación en frío y estas dislocaciones, presentan mayor facilidad de movimiento (deslizamiento) sobre determinados planos y en determinadas direcciones. Estos planos y direcciones de fácil deslizamiento se conocen como sistemas de deslizamiento, y como consecuencia provocan que sean en los mismos planos y con la misma dirección donde se producen los sucesivos desplazamientos de dislocaciones dando lugar a mayores escalonamientos.

Bergström (1969), al analizar el modelo de la dislocación para el comportamiento de las tensiones en una aleación policristalina del tipo $\alpha - \text{Fe}$, demostró que el carbono afecta el comportamiento en caliente de los aceros dependiendo de su facilidad de difusión en la red cristalina y su interacción con otros átomos (nitrogeno, oxígeno, molibdeno) y dislocaciones.

Stewart (1977) en un acero al carbono mostró que el aumento del porcentaje de carbono aumenta la tensión máxima, mientras que no afecta al estado estable. Según este autor esto se debe a que el carbono disminuye la movilidad de dislocaciones y aumenta la fricción de la red cristalina. Robbin (1967) observó este comportamiento que atribuyó al aumento del coeficiente de autodifusión del carbono en la fase austenita.

Medina (1996), en un estudio más reciente con aceros al carbono con y sin microaleantes, observó que tanto la tensión máxima como la tensión normal disminuyen al aumentar el porcentaje de carbono. Limitar el estudio del efecto del carbono a los cambios en valores de la tensión máxima y del estado estable no es suficiente porque su efecto puede afectar así mismo a los mecanismos de endurecimiento.

La fricción interna es una propiedad intrínseca de los materiales que permite determinar su capacidad para disipar energía cuando se someten a esfuerzos mecánicos oscilatorios. Esta propiedad se relaciona directamente con el número y tipo de unidades móviles microestructurales y los movimientos que estas unidades realizan (Schaller *et al.*, 2001).

En la actualidad, los obstáculos atómicos y subestructurales, para el movimiento de las dislocaciones no han sido completamente caracterizados y se requieren nuevas investigaciones, con el fin de alcanzar un mayor entendimiento de los mecanismos de deformación y endurecimiento de los aceros con estructuras martensíticas (Hoyos, 2008).

Belozerov *et al.* (2006) han demostrado la influencia de las propiedades del material en el proceso de deformación (acero recocido) tales como la dureza, el endurecimiento por deformación, la ductilidad y la inestabilidad mecánica, al considerar que, la resistencia a la deformación plástica determina el nivel de tensión del metal deformado plásticamente.

Fernández *et al.* (2007) establece un procedimiento para determinar el comportamiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura, plantea que el mismo, después de ser sometido a proceso de compresión, surge un estado tensional que lo deforma, incrementando su dureza final, de esta forma se reducen los niveles de desgaste mejorando el comportamiento del material en correspondencia con el mecanismo de endurecimiento. Analizando los resultados de este autor, se puede establecer que en el pasador existe un estado compresivo que lo deforma, donde aparecen estado tensionales que provocan el movimiento de las dislocaciones.

En otro trabajo de Fernández *et al.* (2008) relacionado con el comportamiento microestructural del acero AISI 1045 plantea que la ocurrencia del endurecimiento a

través del mecanismo de deslizamiento se produce a consecuencia del tensionamiento de la estructura cristalina de la red, la reducción del tamaño promedio de los granos y el aumento de la acritud y que la deformación plástica superficial ocurre por el desplazamiento o dislocación de los cristales al desplazarse uno sobre otro, provocando una división dentro de los granos producto de la fuerza externa que actúa sobre el material.

En otro trabajo relacionado con Fernández *et al.* (2009) se analizan las tensiones que surgen durante el proceso de deformación plástica en frío del acero AISI 1045, establece que el endurecimiento del acero en la capa superficial se desarrolla como resultado del arrugado de las microirregularidades producidas por el tratamiento.

Estos trabajos son consistentes con el proceso de deformación que sufre el pasador, el cual al estar sometido a proceso de compresión va a provocar el fenómeno de la acritud, se van a crear tensiones debajo de la capa deformada, lo que a su vez va a crear el movimiento de las dislocaciones por los planos de deslizamiento.

1.4. Desgaste abrasivo

Bermúdez (2003) considera que el desgaste abrasivo como fenómeno complejo de degradación de los materiales, está directamente relacionados con factores hidrodinámicos, mecánicos, metalúrgicos y químicos. Los mecanismos antes relacionados cuando actúan de manera combinada, son los responsables de los enormes gastos de materias primas, materiales, consumo de energía, baja productividad y la contaminación del medio ambiente. El fenómeno del desgaste está ubicado según Archard (1953) en el quinto puesto de los mecanismos de degradación más importantes en los términos del coste por fallo prematuro ya que impacta sobre el equipamiento en todos los sectores industriales, tales como la industria naval, equipos de molienda y perforación en el sector minero, la industria del petróleo y la industria química en sentido general, acortando notablemente la vida útil de los materiales convencionales empleados.

La ASTM (1992) afirma que el desgaste abrasivo es debido a partículas o protuberancias duras que son forzadas y movidas a lo largo de una superficie de un sólido más blando, teniendo como resultado una pérdida de material o rayado de la

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

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

1.4.1. Manifestaciones del desgaste abrasivo

Al abordar los efectos sobre el desgaste Archard (1953), manifiesta que el mismo es un proceso complejo que se produce en las superficies de los cuerpos debido a la fricción, trayendo por consecuencia la variación de la micro y macro geometría superficial; de la estructura y de las propiedades físico - mecánicas con o sin pérdida de material.

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



observar a simple vista las ranuras o surcos, así como desplazamiento del material que se produce por la intensidad del proceso.

Kragelsky (1978) al estudiar el fenómeno de la fatiga superficial y partiendo de la doble naturaleza de la fricción, demostró la influencia de la presión sobre la intensidad del desgaste. Si las superficies no están asentadas (superficies nuevas), la intensidad del desgaste es una función no lineal de la presión. El efecto más marcado se tiene para pequeñas áreas de contacto. Para superficies asentadas la relación se convierte en lineal. La influencia de la presión de contacto sobre la intensidad del desgaste también fue considerada por Fleischer (1980) quien considera que a partir de la fricción o el estado al que esté sometido la superficie, se diagnostica el tipo de desgaste predominante.

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

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



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

Un precedente sobre desgaste abrasivo fue el realizado por Wirojanupatump (2000), quien hizo pruebas de desgaste, donde compara el fenómeno de abrasión en condición seca y húmeda, en un acero de medio contenido de carbono, donde el objetivo fundamental fue determinar el comportamiento de este material cuando se varían los parámetros operaciones, tales como: carga, tamaño, forma y dureza del abrasivo.

Deuis *et al.*, (1998) realiza una comparación entre el comportamiento del desgaste abrasivo en un medio ambiente seco y un húmedo empleando abrasivos como la alúmina y arena sílica, el ensayo lo realizó en recubrimientos sobre aluminio, observando que el desgaste en un ambiente húmedo es menor que en el seco, esto lo justifica debido a la generación de calor y consideraciones hidrodinámicas, así como a diferencias en la arena abrasiva.

En relación con el desgaste abrasivo Gatzanis (1993), en sus estudios sobre el empleo de diferentes aleaciones en equipos para la minería, ha investigado las propiedades de abrasión y corrosión del acero al cromo 9 %. Las mediciones de dureza en la superficie desgastada y en el resto del volumen del material no sobrepasaron una diferencia de 2 - 5 %, reflejo de la reducida habilidad de endurecimiento por deformación del material, precisa en esta fuente que es importante establecer que durante el proceso de abrasión, la deformación del material y la fractura eventual ocurren en áreas muy localizadas bajo condiciones de altas presiones y altas razones de deformación. Se considera que el dilema reside, precisamente, en que a los efectos positivos del

incremento de la dureza y la resistencia se contraponen la disminución de la ductilidad y la micro y macrotenacidad asociada a ella.

Por ejemplo Ball (1983) y Lamparter (2000), han reportado que con un incremento de un 30 % en la dureza provoca, sin embargo, un decrecimiento de un 10 % en la resistencia relativa a la abrasión de aceros de mediano contenido de carbono, ya que el acero al presentar mayor dureza se hace más frágil.

Por otro lado Alcántara *et al.* (2008), analizan la influencia del desgaste abrasivo en los pasadores de las esteras, estableciendo que cuando entran en contacto el casquillo y el pasador, el proceso de desgaste origina diferentes capas, las que a su vez adquieren diferentes durezas en correspondencia al contacto mecánico entre las dos superficies modificando el tamaño del grano en la aleación.

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

Las curvas de dinámica de desgaste permiten establecer el período de incubación en el que transcurre el endurecimiento por deformación, y se acumula la suficiente energía para la fractura localizada, seguido de un periodo de desgaste acelerado donde ocurren las mayores pérdidas de material, y posteriormente el estado estacionario (Levin, 1995).

Los bordes de los granos durante el proceso de deformación en frío del acero AISI 1045, se convierten en una barrera para el desplazamiento de las dislocaciones, al reducirse el tamaño del grano, según se observó en las microestructuras, aumentan el número de defectos, los cuales frenan el desplazamiento de las dislocaciones por la existencia del desorden atómico en el borde del grano, que trae como resultado una discontinuidad de los planos de deslizamiento de un grano a otro.

1.5. Desgaste por partículas abrasivas

Según Hein y Shewmon (1983) se supone que el desgaste en miembros de aceros deslizantes está causado por la presencia de partículas de perlita dispersa entre la ferrita. Estas partículas duras, inicialmente al nivel de la superficie, pueden incrustarse

en la región de la ferrita por una cantidad proporcional a la presión aplicada. El efecto de esta presión es abatir la superficie de la ferrita, dejando que las partículas de perlita se proyecten hacia afuera. De esta manera, parece ser únicamente las partículas abrasivas de perlita y la ferrita incorporadas muy cercanas a la superficie, podrían ser removidas durante el principio de desgaste.

En subsecuentes etapas de operación, se forman adhesiones cuando las áreas de las superficies deslizantes se hacen comparables. Es evidente que el desgaste de acero contra acero en presencia de un lubricante es de carácter abrasivo por lo menos en las últimas etapas del pulido de las superficies a cargas altas.

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

Por otra parte, Wiederhon y Lawn (1979) y Lawn *et al.* (1979) indicaron que el impacto es análogo a un ensayo de indentación cuasi – estático, en el cual una carga impulsiva es entregada al blanco por una partícula aguda, vía contacto plástico. Ambos modelos asumen que la tasa de abrasión de estado estacionario sigue una relación tipo potencia lo que implica que la mayoría de las relaciones derivadas para la tasa de abrasión (Evans *et al.*, 1978; Wiederhon y Lawn, 1979; Lawn *et al.*, 1980; Gulden y Rosenblatt 1978).

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

mecanismo de rayado es predominante, criterios análogos a otros investigadores (Shipway y Hutchings 1995, Wada *et al.*, 1992, Vaughan y Ball, 1991).

Los materiales que presentan abrasión es por la formación e intersección de fracturas frágiles, tales como vidrios inorgánicos impactados por partículas angulares duras que producen agrietamiento local, muestran el máximo de abrasión para un ángulo de incidencia normal (90^0) y una reducción estacionaria a medida que el ángulo disminuye. Sin embargo, esta conversión depende de las propiedades tales como densidad de la partícula y distribución de tamaño (Hutchings, 2000 y Janos *et al.*, 1999).

1.6. Capas superficiales de las piezas durante la deformación plástica

El incremento de las propiedades de explotación de las piezas, como resultado de la elaboración por deformación plástica superficial tiene lugar, en gran medida, por el endurecimiento del acero, por el surgimiento de tensiones residuales de compresión y la formación de una rugosidad superficial con perfil adecuado (Boada, 1985).

Plantean Díaz y Boada (2004); Díaz y Robert (2005), que en correspondencia con los nuevos conocimientos de la naturaleza de la fatiga de los metales, estos defectos superficiales de la capa pueden, bajo la acción de las cargas actuantes durante la explotación de las piezas desarrollarse aún más, por ello la capacidad de trabajo de las piezas puede estar condicionada no solamente por el nivel de la capa deformada consolidada y de las tensiones residuales compresivas, sino también del grado de utilización de la capacidad plástica del acero.

Bower y Johnson (1989), basándose en el mecanismo de contacto de los cuerpos sólidos, comentan que la presión de contacto está representada por una serie de cargas puntuales que actúan en cada nodo de la superficie, pero que la deflexión en cualquier punto del modelo puede ser determinada mediante la superposición de las deflexiones causadas por cada carga discreta.

Analizan Inal *et al.* (2005) y Alcántara *et al.* (2008a), que al someter un acero 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.

Sin embargo, el método de su cálculo en la teoría y en la práctica de la deformación plástica superficial no está suficientemente desarrollado sobre su influencia en la capa superficial después de la deformación en la resistencia de las piezas (Fernández, 2011). El cuadro del estado tensional deformacional de la capa del metal se representa en la figura 1.1.

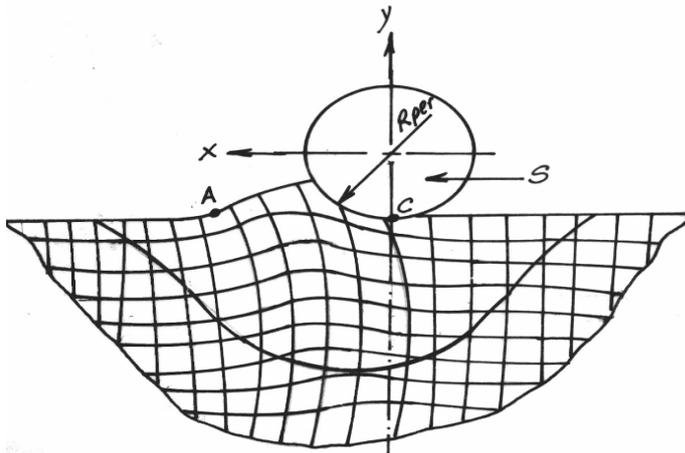


Figura. 1.1. Formación de capas durante la deformación plástica superficial.

Fuente: Smelyanki *et al.* (1990).

Donde:

- S – Avance; m/s,
- C – Superficie inferior del elemento deformante; mm,
- X – Fuerza radial en el sentido del S del elemento deformante; MPa,
- A – Capa sin deformar delante del elemento deformante; μm ,
- Y – Fuerza axial que se opone a la flexión del elemento deformante; MPa,
- R_{per} – Perfil del radio del elemento deformante, mm.

Como se aprecia en la figura 1.1, el valor de la velocidad del grado de deformación del desplazamiento es mayor en la cúspide de la onda deformacional y según se acerca al punto más bajo del elemento se disminuye, o sea, que bajo el elemento deformante (punto C), la magnitud es insignificante. El valor máximo del estado tensional surge un poco delante del punto (parte más baja del elemento deformante, el punto A) en sentido o dirección del avance.

El valor mayor del parámetro tiene lugar cercano a la cúspide de las ondas. En la profundidad de la capa superficial tiene lugar un carácter análogo de la distribución de



los parámetros del estado tensional – deformacional, aunque su valor se disminuye progresivamente en la profundidad de los focos de deformación (FD).

El estudio de dichos fenómenos permite establecer que la capa superficial del metal se forma como resultado de la trayectoria de la deformación plástica del metal, teniendo esto lugar en condiciones de deformaciones de signo variable y bajo el surgimiento de diferentes cargas internas inducidas no simétricas de carácter cíclico. Por ello, los parámetros del estado físico – mecánico de la capa superficial, en particular la plasticidad, deben determinarse considerando este estado complejo de las cargas actuantes (Tubielewicz y Zaborski, 1997).

Rose (2000) considera que los principales factores de fortalecimiento del proceso de deformación plástica superficial son la profundidad e intensidad de la deformación de la capa superficial y el sistema de las tensiones resultantes. En estos indicadores de la calidad de la capa superficial en el caso de la deformación plástica superficial, la mayor influencia la tienen la fuerza de deformación, la magnitud máxima de las tensiones normales y tangenciales que actúan en el punto de deformación y también la relación de sus valores, que determinan la dirección de las deformaciones y desplazamientos del acero en la zona de contacto.

Por eso tener en cuenta la forma real de contacto entre el elemento deformante y la pieza y el carácter de fluidez plástica permitirían resolver ese problema de determinar el estado de tensión y tener en cuenta la dinámica del proceso de deformación correctamente.

En el trabajo en frío según Moreno (2005) aumenta la cantidad de tensión necesaria para el deslizamiento. Este hecho se puede relacionar con la teoría de la dislocación, ya que la red cristalina deformada del metal 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 metal recocido antes de que ocurra la deformación.

El efecto de las tensiones es fundamental en la consolidación de los aceros, tanto en los metales puros como en sus aleaciones. En el último caso, el efecto del trabajo en frío, superpuesto al efecto de endurecimiento de la fase sólida (Lim, 1969, Moya, 1996)

da lugar a la obtención de una aleación más resistente que el que se podría producir por cualquiera de otros tratamientos, solos hay que tener en cuenta que en la actualidad no se suministran comercialmente aceros laminados a temperaturas inferiores a 0 °C.

Según Key to Steel (2002), la fatiga superficial se relaciona fundamentalmente con estados tensionales del tipo plano. Es decir, aquellos donde no existen tensiones normales a la superficie de la pieza. Los valores de tensiones en la red cristalina se verán influenciados por la magnitud 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) y cuyos átomos constituyen barreras u obstáculos al movimiento de las dislocaciones (Callister, 1999 y Pero-Sanz, 2000).

1.7. Endurecimiento por deformación en frío

Según Pickering (1986); Álvarez (1999); Callister (1999) y Pero-Sanz (2000), la deformación plástica en frío de un agregado policristalino por un proceso cualquiera de conformado; laminación, estirado, trefilado, embutición, compactado de polvo, plegado, enderezado, suele traducirse en una deformación permanente. Esta tiene lugar en el interior de los cristales con la acomodación de las juntas de los granos.

La acritud es una propiedad característica del estado metálico, que no presentan los polímeros ni los materiales cerámicos. El material resultará más duro cuanto menor sea el espesor final, es decir, cuanto mayor haya sido la reducción en frío, puede decirse que acritud es el aumento de dureza que adquiere un material por deformación en frío.

El grado de acritud que adquiere un material depende de factores externos al material metálico, naturaleza del esfuerzo y velocidad de aplicación de éste, pero sobre todo depende del grado de deformación en frío que el material experimenta y de la naturaleza del material (sistema cristalino, energía de defectos de apilamiento, tamaño de grano, pureza de la aleación). La acritud guarda relación con el sistema cristalino al que pertenece la aleación (Smelyanky *et al.*, 1990).

En los cristales metálicos del sistema cúbico, 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, las curvas tensión - deformación varían mucho con la naturaleza del acero, su pureza, la orientación del cristal respecto a la probeta, la temperatura, el tamaño y forma del cristal y las condiciones de la superficie de la muestra ensayada.

Cuando la deformación alcanza un valor crítico por encima del límite de acritud, el material se rompe por fractura frágil. Durante este proceso las tensiones de cizalladura, producen deslizamiento en el interior de los granos cristalinos o ruptura de los mismos, y crean tensiones de cizalladura que alcanzan un valor máximo en algún punto, apareciendo deformaciones permanentes o fracturas, punto a partir del cual se inicia el fallo del material (Álvarez *et al.*, 2004, Lubriner, 1986).

1.8. Endurecimiento por deformación de la estructura cristalina

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 desgastados que aquellos de estructura hexagonal compacta y por tanto, menos endurecido por deformación plástica ya que poseen un solo plano simple de desplazamiento normalmente activo, mientras que los cúbicos tienen una gran cantidad de planos equivalentes, multiplican el deslizamiento y las altas concentraciones de dislocaciones y por tanto, un alto trabajo de endurecimiento incrementada en el material por la deformación plástica en la superficie.

Considerando las direcciones cristalográficas, El Axir y Serage (1988) indican que en la deformación de policristales, 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 y así las alineaciones son debidas a la deformación, los cuales son llamados texturas de deformación. Surgen texturas cuando la deformación del material es muy grande.

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

Según Taylor (1963), el endurecimiento de la perlita y la ferrita proviene de las interacciones elásticas entre las dislocaciones, es un proceso que envuelve interacciones elásticas entre las dislocaciones que se mueven en un plano de deslizamiento, aquellas que interceptan dicho plano ilustran los bosques con una alta densidad de dislocaciones.

Teniendo 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, Bergström y Aronsson (1972) para un acero suave, Laasraoui y Jonas (1991) para aceros de bajo carbono, Cabrera *et al.* (1997), para un acero microaleado de medio carbono 38 Mn Si VS 5 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.

La etapa de endurecimiento por deformación está siempre relacionada con la evolución de la densidad de dislocaciones durante el proceso de deformación, parámetro fundamental de esta etapa. Mecking y Kocks (1981), proponen un modelo de parámetro único, cuyo objetivo es calcular la tensión de fluencia a través de la variación de densidad de dislocaciones durante el proceso de deformación. Sin embargo, el modelo de Estrin y Mecking (1984), similar al primero y que fue desarrollado años más tarde, distingue entre dos tipos de dislocaciones, la densidad de dislocaciones móviles y de dislocaciones inmóviles.

Alcántara et al. (2011) plantea que lo anterior guarda relación con el proceso de desgaste del pasador, ya que al el pasador sometido a cargas de rodadura provoca cambios en la disminución del grano, manteniendo en la microestructura la misma composición física, pero con un mejor acomodamiento de los granos donde la estructura se comporta con granos más homogéneos. En la medida que se introduce más deformación, hay una reducción del tamaño promedio de los mismos, creándose las condiciones para provocar las dislocaciones, las cuales son las causantes de la deformación del material en frío.

Montheillet (1999), en su modelo de apilamiento de granos se basa en el aumento del área libre de dislocación a la hora de la migración de un borde de grano, plantea que el crecimiento de grano puede conducir a un marcado cambio en la textura. Finalmente, Nes (1998), propone un modelo general con múltiples parámetros, que tiene en cuenta la influencia del tamaño de subgranos, la densidad de dislocaciones dentro del subgrano y la densidad de dislocaciones en los bordes de subgranos.

Nes (1998), postula que la evolución de la subestructura durante la deformación plástica depende de tres parámetros fundamentales que controlan el proceso de almacenamiento, la probabilidad de que una dislocación móvil pueda pararse por la subestructuras que pueden formarse en el interior de las celdas, en los bordes de celdas preexistentes y los bordes de las nuevas celdas, establecer un sistema de compatibilidad capaz de cuantificar las dislocaciones almacenadas en un determinado valor de deformación y al mismo tiempo dar una descripción analítica sobre la distribución de dislocaciones, incluyendo las estructuras de celdas.

En la microtextura, la desorientación entre los granos permite caracterizar los tipos de intercaras que marcan cualquier tipo de cambio de orientación (bordes de granos y bordes especiales). Por eso, los mapas de orientación permiten una nueva visión para estudiar diferentes materiales, metales compuestos, Wilkinson (1991), aleaciones recocidas, Humphreys *et al.* (1997), acero martensítico 9 Cr – 1 Mo, Nakashina *et al.* (2001), y también diferentes procesos de producción de aceros, Randle (1994).

El estudio de la microtextura permite un mejor entendimiento de fenómenos relacionados con los procesos de deformación, como en el caso de la recristalización

dinámica Bocher y Jonas (1999) en un acero AISI 304 y Gavard y Montheillet (2000) en aceros inoxidables austeníticos. Otros fenómenos dependen de la desorientación entre los granos de una matriz en donde los estudios de la microtextura aportan nuevos conocimientos como el caso de propagación de fisuras, estudio de los mecanismos de fatiga, relación de orientación entre segundas fases y la matriz en las aleaciones.

1.9. Deformación por tamaño de grano

El conocimiento de los granos y sus contornos en metales no es reciente, Ewing y Rosenhain (1899), plantearon que cada uno de los granos que aparecen en una superficie pulida y atacada era en realidad, un monocristal.

Ewing y Rosenhain (1900), propusieron una de las primeras teorías que procuró explicar el crecimiento de grano, mientras que Burke (1990), Beck (1954) y Pande (1987), fueron los precursores de la explicación del potencial termodinámico para el crecimiento de grano, una disminución de la energía asociada con la presencia de bordes de grano.

Fueron Jeffries y Archer (1924) quienes afirmaron que la presencia de bordes de grano era una condición de mayor energía y que, por lo tanto, debería llevar a una condición de menor energía a la de un material policristalino.

Las paredes de dislocaciones formadas en los primeros instantes de la etapa de endurecimiento se convierten en subordes de grano, y rápidamente, conforme la deformación progresa, en límites de grano. A medida que se deforma el material aumenta la resistencia de éste a la deformación, fenómeno conocido como endurecimiento por deformación. El endurecimiento de un material, se pone de manifiesto tanto mecánica como microestructuralmente. Desde el punto de vista mecánico ocurre un aumento en la resistencia del metal durante la deformación irreversible cuando la tensión aplicada supera su límite elástico y tiene como consecuencia el aumento de la dureza. A nivel microestructural se manifiesta un aumento de la densidad de dislocaciones, activando las fuentes que generan dislocaciones (Frank-Red) y la formación de celdas de subgranos. En un monocristal durante el endurecimiento se caracterizan tres etapas diferentes según el valor de la tensión aplicada.

El mecanismo de migración del límite de grano inducido por deformación Beck y Sperry (1950) es uno de los mecanismos reconocidos para la explicación del proceso de nucleación y consiste en una migración de una parte del borde de grano de alto ángulo de desorientación. En esta migración genera detrás de él un área libre de dislocaciones.

Prasad y Ravichandran (1991), definen la intercaras como un borde formado por la restauración y el reordenamiento de dislocaciones generadas y que empieza a migrar al tener la configuración de un borde de alto grado de desorientación.

Otros modelos consideran que los nuevos granos formados paran de crecer cuando chocan con otros granos Stüwe, (1974), mientras otros autores consideran que la densidad de dislocaciones dentro del subgrano es la que determina la tensión de fluencia, y que las dislocaciones de los bordes de subgranos fomentan el esfuerzo motriz necesario para la migración de los bordes de granos.

1.10. Tipos de fricción según el movimiento de las superficies

Los autores Álvarez (1999) y Martínez (2006), plantean que como es conocido la fuerza de fricción que obran entre superficie en reposo una con respecto a la otra, se llama fuerza de fricción estática y que la máxima fuerza de fricción estática será igual a la mínima fuerza para iniciar el movimiento.

En el contacto de cuerpos sólidos (figura 1.2) además de la mecánica es necesario tener en cuenta la interacción molecular de los materiales en las superficies de separación y en las fuerzas superficiales. Como estos procesos dependen de la naturaleza física y química de las superficies en contacto, es necesario describir las correspondientes características de estas superficies (Johnson y Bower, 1989).

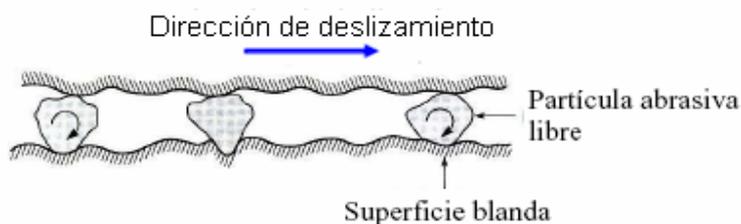


Figura 1.2. Esquema de la fricción causada por impurezas abrasivas. Fuente Neale, (2001).

La existencia del microcorte o las deformaciones plásticas en el contacto de dos cuerpos (Kragelski y Komalov, 1982), se puede determinar por las recomendaciones que



depende del grado de penetración de las asperezas o partículas abrasivas, esta a su vez constituyen partículas atrapadas (μp) que representa la contribución de las partículas de tipo “tercer cuerpo”, atrapadas entre las superficies. Aparecen después de alguna longitud de deslizamiento y normalmente son aglomerados de partículas de desgaste pequeñas. Su contribución a la fricción está relacionada con la deformación plástica porque se indentan en las superficies o ruedan entre ellas.

El mecanismo de rayado, es el proceso que desplaza material hacia las orillas formando un surco. Esto, ocurre con cargas ligeras y sin provocar la pérdida de material o partículas de desgaste; el daño ocurre cerca de la superficie del material por el trabajo en frío, formando una dislocación; sí posteriormente se trabaja sobre la superficie, ocurre el desprendimiento de material pero esto será por el mecanismo de microfractura, debido al endurecimiento de la superficie.

Cuando la relación entre la resistencia al corte de la interfase de contacto y la del material es grande, entre 0,5 y 1, se obtiene una viruta fragmentada frente a la punta del abrasivo. La forma más severa de desgaste para materiales dúctiles es el corte; durante este proceso la punta del abrasivo remueve una viruta.

Plantea Rabinowics (1985), que en los puntos de contacto real se produce una interacción molecular de las superficies, en este nivel de contacto actúan grandes fuerzas moleculares produciéndose fenómenos de difusión y solución surgiendo una unión adhesiva, la cual también constituye una resistencia al movimiento y define la componente molecular o adhesiva de la fricción.

La resistencia y tipo de unión adhesiva depende del área real de contacto, de la compatibilidad metalúrgica de los materiales y de las condiciones del medio. Se considera un fenómeno superficial producto de la carga normal y en dependencia de las propiedades mecánicas de los cuerpos sólidos en contacto se produce la penetración de las asperezas del cuerpo más duros o resistente en las capas superficiales del cuerpo menos duro o resistente. Al producirse el movimiento relativo y debido a que las tensiones producto de la carga normal sobrepasan el límite de resistencia del material menos resistente se produce el microcorte de la superficie (Niberk, 1987).

Según Tubielewicz *et al.* (2000) se han referido que desde el punto de vista de la física del estado sólido, la superficie de los cuerpos cristalinos es una brusca discontinuidad en la periodicidad del retículo cristalino, esta brusca discontinuidad en la red cristalina presenta las siguientes particularidades

- Reorientación estructural.
- Interacción de las superficies con el medio ambiente (absorción física y química, oxidación o formación de capas).
- Variación en las propiedades físicas.

Las superficies técnicas tienen particularidades complementarias debido a los procesos de elaboración.

- Capas endurecidas mecánicamente.
- Superficie con texturas especiales.
- Campo de tensiones internas local.

Para describir la composición de las superficies reales, en 1936 Schmaltz propuso diferenciar las capas existentes en el contacto seco, donde incluyó capas externas a las superficies formadas por impurezas, gases adsorbidos y óxidos, y las capas internas superficiales, incluyendo la capa endurecida por la deformación y el metal base. El endurecimiento por deformación aumenta la resistencia al desgaste.

Davidenko (1936), se refiere que por el efecto del movimiento de estas deformaciones que en general sobrepasan el límite elástico, combinada con la elevación de la temperatura que los disminuye rápidamente en las zonas de contacto, se engendran instantáneamente fenómenos físicos (difusión, temple), transformaciones de fase, hay una trituración de la estructura cristalina casi hasta un estado amorfo de la superficie en una profundidad de 0,1 – 0,5 μm conocida como capa de Bailby. Más profundamente hay una estructura deformada de 5 - 25 μm , y de 0,02 – 0,5 mm la estructura permanece invariable. Además la elevación de la temperatura puede llegar a alcanzar la fusión de uno de los metales en contacto, aunque sea de forma fugaz y puntual originándose las microsoldaduras.

Para poder seguir siendo posible el movimiento Govantes y Rodríguez (1986), analizaron que inicialmente deberán cizallarse las microsoldaduras. Si la resistencia a la



cizalladura de estas soldaduras es superior a la resistencia a la cizalladura de uno de los metales en contacto, para que continúe el movimiento deben arrancarse partículas del metal más blando y a la vez arrastrarse y así, cada vez, se produce más transporte sobre el metal más duro deteriorándose la superficie del más blando y al cabo del tiempo la fricción se realiza sobre el metal más blando.

Según Martínez y Martínez (1982), el desgaste metálico y abrasivo están caracterizados por el deslizamiento y arranque de la superficie metálica, la única diferencia radica en que uno ocurre entre metales y el otro con un abrasivo metálico o no metálico. Por lo que el modo de acción será análogo en los dos casos.

En el primer instante del funcionamiento indica Suárez (1988), se caracteriza por la destrucción mecánica de las asperezas, que son despuntadas hasta un aumento de la superficie real de contacto y hay un reparto suficiente y regular de la carga. Este es el período más difícil del rodaje, debido a los efectos dinámicos de choque, entre las asperezas y los efectos térmicos de calentamiento microlocalizado. El gradiente térmico creado, da lugar a la dilatación diferencial de la pieza y como consecuencia a la creación de tensiones y además disminuye el límite elástico. Todo esto puede dar lugar a un período en el que el deterioro de la superficie puede llegar a ser elevado o mantenerse dentro de los límites captados en dependencia de la resistencia del metal a choques térmicos.

Luego de la destrucción mecánica de las asperezas en el caso de que las cargas sean pequeñas y exista fricción, siempre habrá cizalladura y las débiles microsoldaduras formadas se rompen en la misma entrecara sin desgarrar los metales presentes. Se trata de un deterioro mecánico debido a las interacciones atómicas o moleculares, en la que sólo hay que cortar una transferencia de metal de molécula a molécula. En este caso el desgaste es pequeño. Si uno de los metales del par de fricción es más blando, generalmente la ruptura no tiene lugar en la entrecara sino en gran proporción en el metal más blando y solo ocasionalmente en el más duro.

Ahora bien, si las cargas son importantes con fricción, durante el deslizamiento se produce arrastre y acumulación de material delante de las asperezas, aumentando las áreas de contacto, las microsoldaduras son muy densas y se acumulan esfuerzos

crecientes hasta el deterioro total de la superficie, sin regeneración posible, haciendo inservible la pieza. En el caso de sobrecargas y fricción pura, la elevación de la temperatura en la zona de contacto producida por todas estas resistencias mecánicas, alcanza valores que pueden producir transformaciones estructurales deseables o no y cuyo efecto sobre el desgaste, puede ser importante. Si se logra que para el proceso de fricción la estructura del acero sea de martensita con un 5 -10 % de austenita retenida, el desgaste será pequeño (Caballero *et al.*, 2001).

Considera Verdeja (1996), que lo anterior puede provocar el efecto de endurecimiento debido a las tensiones normales y tangenciales que se crean, esto se traduce como un aumento de la acritud en las subcapas del material. Cuando la deformación alcanza un valor crítico por encima del límite de acritud, el material se rompe por fractura frágil.

Durante este proceso las tensiones de cizalladura, producen deslizamiento en el interior de los granos cristalinos o ruptura de los mismos, y crean tensiones de cizalladura que alcanzan un valor máximo en algún punto, apareciendo deformaciones permanentes o fracturas, punto a partir del cual se inicia el fallo del material (Borland y Bian, 1997).

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

El desprendimiento de material en un componente mecánico analiza (Verdeja, 1996) puede variar notablemente, de muy intenso a despreciable. En cualquier caso, ello puede significar una pérdida de eficiencia y la inutilidad completa del sistema. Es muy importante dejar establecida la necesidad de emplear la máxima rigurosidad en el análisis y diagnóstico de los mecanismos de desgaste.

Cabe resaltar que el comportamiento del desgaste ante la variación de la carga es directamente proporcional, como lo confirma la ecuación de Archard. Pero sin olvidar que los materiales que han sido sometidos a tratamientos superficiales, tienen dos módulos de elasticidad, uno para la capa y otro para el sustrato; al aplicarles una carga sobre éstos, se generan esfuerzos en la interfase, haciendo que sufra agrietamientos o la fractura el recubrimiento, dependiendo de la intensidad de la misma; lo que aumenta

la posibilidad de desprendimiento de material con mayor facilidad e incrementando la tasa de desgaste del material.

1.11. Comportamiento de las dislocaciones en la deformación

Algunas dislocaciones existen antes de la deformación, pero la inmensa mayoría, son creadas durante la misma y además, muchas de ellas, al emigrar por dentro del cristal, acaban saliendo del mismo y desapareciendo. Estas dislocaciones se generan a partir de las que ya existían en el material a través del mecanismo de Frank-Read (Hoffman y Sachs, 1953 y Callister, 1999).

Los materiales poseen irregularidades o defectos en la estructura cristalina, estas imperfecciones se pueden clasificar como defectos puntuales y defectos lineales. Existen varios mecanismos de deformación posibles, que pueden ser clasificados en dos grandes grupos: primarios y secundarios (Tubielewicz *et al.*, 2000). Los mecanismos o modos primarios de deformación son aquellos en los que se preserva la continuidad de la red cristalina. Eso no quiere decir que todos los enlaces se mantengan sin cambios, eso es imposible cuando existe deformación permanente. Los mecanismos de endurecimiento en aleaciones tienen como función restringir o dificultar el movimiento de las dislocaciones, por lo que las aleaciones serán más resistentes, así la resistencia de una aleación puede considerarse como la suma de las distintas aportaciones realizadas por distintos mecanismos de endurecimiento (Smelyanky y Blumenstein, 2001).

Según el estado de esfuerzo, Lubriner (1986) y Park *et al.* (2008), consideran que en la teoría de las dislocaciones, la energía de núcleos de dislocación en cristales centrados en el cuerpo a baja temperatura resulta del movimiento de dislocaciones por deslizamiento bajo la acción de la tensión aplicada. El mecanismo de deformación, Park *et al.* (2008) y Moreno (2005), se define como deslizamiento cristalográfico y consiste en el deslizamiento de un plano de átomos sobre otro; para que se produzca dicho deslizamiento, la tensión de cortadura sobre dicho plano deberá alcanzar un estado crítico, correspondiente a la magnitud de la tensión de cortadura máxima y que se traduce como resistencia al deslizamiento.



1.12. Conclusiones del capítulo 1

El análisis de las fuentes bibliográficas consultadas permite plantear que:

- La bibliografía consultada, aporta información sobre el valor de propiedades físicas, mecánicas y funcionales del acero AISI 1045; pero son escasas las referencias a modelos teóricos o experimentales y en ninguno de ellos se muestran las regularidades del comportamiento de la martensita sometida a esfuerzo de compresión.
- Las teorías científicas existentes sobre la deformación plástica superficial en aceros de medio contenido de carbono no resuelven el comportamiento del efecto del tamaño de grano y comportamiento de las micro y macrotensiones, ni el mecanismo que provoca el endurecimiento de las capas deformadas por rodadura.
- Se pudo precisar en la búsqueda bibliográficas que los elementos sometidos a proceso de compresión, producen deslizamiento en el interior de los granos cristalinos o ruptura de los mismos, y crean tensiones de cizalladura que provocan cambios en la estructura internas del acero.

CAPÍTULO 2



CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Para que un material pueda ser rayado o gastado en forma apreciable, es preciso que el abrasivo sea más duro que el material. En algunos casos de desgaste ocurren aun cuando minerales relativamente blandos se frotran contra materiales muy duros, resistentes al desgaste. Sin embargo, por regla general, existe una muy marcada reducción de la tasa de desgaste cuando la dureza del mineral abrasivo es menor que la del material abrasado.

En el capítulo se plantea como objetivo establecer la metodología para determinar el comportamiento del desgaste abrasivo en pasadores de esteras de equipos de laboreo minero, así como del comportamiento microestructural de las capas que se forman durante el proceso.

2.2. Característica del tractor de estera del tipo Komatsu D 85 P - 21

El tractor D 85 P - 21 (anexo 1 y 2) está provisto con una longitud de estera sobre la tierra de 3 480 mm, con un ancho de 2 250 mm lo que le permite buena estabilidad encima de un terreno áspero y máximo empuje del mineral. Tiene un motor S 6 D 125, que entrega una fuerza dinámica de 225 HP (168 kW) a 2 000 rev/min y un torque de 102 kg-m (738 ft-lb/1001 N-m) que le permite excelente maniobrabilidad. El peso del tractor incluyendo la capacidad tasada de lubricante y el tanque lleno de combustible es de 25 725 kg (56715 lb).

Como características fundamentales de la cuchilla es que se emplea acero de alta tensión y alta resistencia en la placa molde para la construcción y el fortalecimiento de la cuchilla. Se aloja el mecanismo hidráulico para la cuchilla inclinada dentro del marco del equipo para protegerla de los daños. Tiene una longitud de 4 267 mm y un ancho de 1 433 mm.

La máquina es capaz de trabajar con facilidad en suelo húmedo, posee múltiple disco, las operaciones se realizan manualmente, la dirección de los embragues se empuja hidráulicamente, posee sistema de freno y una instalación de doble estera con dientes segmentados en el cubo con saetas, para el reemplazo fácil en la remoción de tierra en campo.

Por las características que posee el equipo, se considera que sin estar laborando, el peso del mismo influye en el desgaste de los pasadores, si a esto se le añade la función que consiste en el movimiento de tierra y preparación mecánica de los minerales, así como el acopio del mineral laterítico.

2.3. Composición química del acero AISI 1045

La tabla 2.1, extraída del Databook 1988 y editada por la American Society for Metals, muestra la designación adoptada por la AISI y SAE, las cuales a su vez, coinciden con el sistema de numeración Unified Numbering System – UNS, de la American Society for Testing Materials – ASTM y la SAE, establece la composición química del acero AISI 1045.

Tabla 2.1. Composición química del acero AISI 1045

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
0,46 %	0,65 %	0,25 %	0,40 %	0,40 %	0,10 %

Al igual que el carbono, actúan otros elementos que devienen en intersticiales, debido a su diámetro atómico menor a 2 \AA , lo que les da mayor posibilidad de difusión a través de los intersticios de la estructura cristalina del hierro. Estos elementos son el Nitrógeno ($d_A = 1,42 \text{ \AA}$), Hidrógeno ($d_A = 0,92 \text{ \AA}$), Boro ($d_A = 1,94 \text{ \AA}$), Oxígeno ($d_A = 1,20 \text{ \AA}$). Va a ser esta posibilidad de difusión intersticial la responsable de una gran cantidad de posibilidades tecnológicas y variantes de propiedades en el acero, especialmente las vinculadas al endurecimiento, gracias a la solución sólida intersticial de carbono en hierro. Por otro lado, otros elementos como el cromo, níquel, titanio, manganeso, vanadio, cobre, con diámetros atómicos cercanos al del hierro (condición sine quanon), formarán soluciones sólidas sustitucionales en un intervalo que dependerá de la semejanza de estructura cristalina, de la afinidad química y de las valencias relativas. Estas soluciones sustitucionales son las más frecuentes y numerosas entre los metales, especialmente en el acero. Las propiedades de la ferrita y austenita aleadas varían a medida que aumentan en ellas el contenido de estos elementos de aleación, el Mn; Si y Ni, incrementan la dureza y el límite de rotura de la ferrita, la austenita puede formar conjuntos intermetálicos.

2.4. Comportamiento microestructural

Para el análisis microestructural se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, que está dotado de una cámara instalada el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe (2006), que refleja la micrografía en el computador. Para observar las probetas, se nivelaron en un dispositivo con plastilina (ASTM E 3 – 95; NC 10 – 55: 86 y NC 04 – 77: 86). La muestra de la figura 2.1, con dureza de HB 170 y un tamaño de grano 6 (ASTM E 112), se corresponde con la estructura metalográfica del centro de la muestra patrón del acero AISI 1045 empleado en los pasadores y tratado térmicamente.



Figura 2.1. Estructura metalográfica ferrita - perlítica del pasador (200x).

Los dos constituyentes de la microestructura (ferrita – perlita), al ser sometido a proceso de compresión, por las características propias de la ferrita de poseer una mayor ductibilidad que la perlita, provoca que el efecto de la fuerza aplicada conlleve a una deformación inicial, deformándose con facilidad, característico de aceros hipoeutectoides, como el AISI 1045, con el incremento de la fuerza, aumenta la densidad de las dislocaciones y de hecho, la deformación plástica y un mayor endurecimiento.

2.5. Caracterización de las capas deformadas en el pasador

El pasador empleado en las esteras del tractor presenta una longitud de 240 mm, un diámetro de 50 mm y un peso de 4,5 kg. Como se observa en la figura 2.2, después del desgaste se distinguen tres zonas características (una delante del elemento deformante, sin deformación aún, la que está directamente en contacto con el elemento deformante y una posterior fuera del contacto, en el límite de los cuales se cambia el aspecto del estado deformacional).

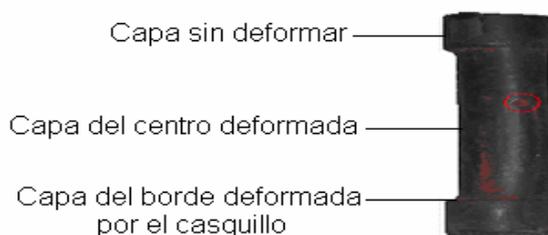


Figura 2.2. Capas que se forman en el pasador producto del desgaste

Debido al contacto que existe entre el casquillo y el pasador y la influencia que tiene el abrasivo, da origen a tres capas. El endurecimiento por deformaciones plásticas de las capas superficiales en frío, aumenta las propiedades físico- mecánica de las capas superficiales, varía la magnitud y signo de las tensiones residuales y mejora la microgeometría de las superficies elaboradas, sin embargo dejan en las superficies huellas durante el trabajo, que pueden servir de receptáculo de lubricantes, asegurando su presencia en las zonas de contacto.

2.6. Diseño de experimento

Plantean Hendry *et al.* (1973); Hlavacek (1978); Westerberg (1980) y Chacín (2000) que es importante que el diseño sea lo más simple, pero además, existe el problema de que la investigación se debe conducir de forma tal que sea económica y eficiente, se debe hacer todo esfuerzo posible por lograr ahorro de tiempo, de dinero, de personal y de material experimental

Se escogió un diseño de experimento factorial completo (Gutiérrez y De la Vara, 2003), con dos variables y dos niveles. Este método de planificación estadística, establece el número de ensayos a realizar. La matriz de planificación de los experimentos se expone en la tabla 2.4.

Tabla 2.4 Matriz de planificación de los experimentos

Niveles	Variables		Salida		
	P (N)	h (mm)			
(-1)	22 000	0,5	H (HV)		
(+1)	25 725	4			
Ensayo			HV1	HV2	HV3
1	-1	- 1	HV1	HV2	HV3
2	+1	-1	HV1	HV2	HV3
3	-1	+1	HV1	HV2	HV3
4	+1	+1	HV1	HV2	HV3



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

Donde:

N - Número de experimentos

K - Número de factores

En este caso, se analizará la influencia de dos factores, de aquí que $k = 2$ luego, el número de experimento sería: $N = 2^2 = 4$ experimentos.

Estos experimentos están planeados de forma que se varían simultáneamente varios factores pero se evita que se cambien siempre en la misma dirección. Al no haber factores correlacionados se evitan experimentos redundantes. Además, los experimentos se complementan de tal modo que la información buscada se obtiene combinando las respuestas de todos ellos. Esto permite obtener la información con el mínimo número de experimentos (y por tanto, con el menor coste) y con la menor incertidumbre posible (porque los errores aleatorios de las respuestas se promedian). La experimentación más económica (mínimo número de experimentos) es aquella en la que cada factor toma sólo dos valores (niveles). Y la que proporcionará la información con menor incertidumbre es aquella en la que estos valores son los extremos del dominio experimental, -1 y +1.

2.6.1. Carga del tractor

Es una influencia a considerar en el endurecimiento superficial de la pieza y en consecuencia sobre el efecto del desgaste que se produzca. Variable cuantitativa, directamente proporcional a la variable (h). Es una magnitud que se relaciona con las propiedades mecánicas a obtener en la pieza para el incremento de la resistencia al desgaste y la fatiga.

2.7. Elaboración mecánica de las probetas

Las operaciones de corte se realizaron según norma ASTM E 3 – 95, con el empleo de una fresadora vertical con constante régimen de enfriamiento y evitar que el calentamiento producido por la fricción durante el proceso, pudiera provocar transformaciones en la estructura por cambios de fase. Las probetas fueron normadas

según norma ASTM E 646 – 00. Las dimensiones de las mismas aparecen en la figura 2.3.

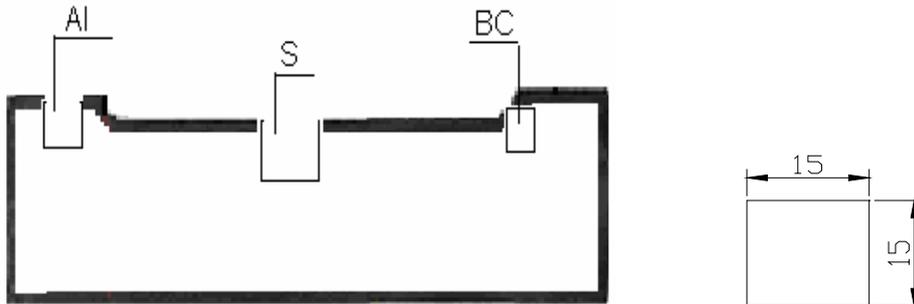


Figura 2.3. Selección de muestras en el pasador desgastado.

A cada muestra se le denotó con una letra y un número como se muestra a continuación:

- S: Superficie del pasador.
- AI: Ajuste por interferencia.
- BC: Deformada por el borde del casquillo.

2.7.1. Desbaste y pulido

El pulido con los papeles abrasivos se realizó variando la granulometría del mismo al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina. Se emplearon lijas del tipo No 180, 400 y 600 (ASTM E 3 – 95).

El pulido se llevó a cabo con la lija montada sobre una placa de vidrio cambiando el sentido del lijado a 90° al pasar de un pliegue a otro, para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permite obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras, por último las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL. Para el acabado final se utilizó un paño de fieltro grueso, usando como sustancia abrasiva, el óxido de cromo. Una vez pulida las probetas se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono (Cl₄C) para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir, se emplearon las técnicas de ataque manual por inmersión en el reactivo químico. Se aplicó el ataque por inmersión de las muestras durante cinco segundos con el reactivo nital, al cuatro por ciento (mezcla de cuatro mL de ácido nítrico (HNO₃) y 95 mL de alcohol etanol (ASTM E – 262 – Practice A).

2.7.2. Preparación metalográfica de la probeta

En la preparación metalográfica se realizó un conjunto de operaciones como son: corte, desbaste, pulido, desengrasado y lavado (ASTM E 3 – 95 y Norma NC 10 – 56: 86).

Corte: las muestras cortadas son de diámetro 50 mm y espesor de 15 milímetros, se realizó el corte con una fresa SANDVIK plaquita T – MAX – CUT 12 04 12 de calidad T 025 20 (Coromant corokey, 1996).

2.7.3. Ensayo de microdureza

En la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10 – 56: 86, por lo que se utilizó un microdurómetro modelo PMT – 3 No 168, que tiene acoplado un objetivo acromático con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°. Las superficies de las probetas se prepararon de la misma manera que para el análisis microestructural, desbaste y pulido, se efectuaron tres mediciones a las muestras en diferentes lugares, las que se promediaron, la carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° según la ASTM E 92 – 82.

2.8. Determinación del desgaste en los pasadores

Para el cálculo de los pasadores desgastado se debe tener en cuenta diferentes factores que influyen en los mismos por ejemplo: el tiempo de explotación del tractor, trabajo que realiza según el terreno, la carga, fuerza y peso así como el área, diámetro y la longitud de los pasadores desgastado.

2.8.1. Desgaste por fatiga superficial

La teoría del desgaste por fatiga superficial fue planteada por Kragelsky (1977) y ha sido desarrollada de acuerdo al estado tensional - deformacional de las capas superficiales, donde se distinguen dos tipos de desgaste por fatiga:

En la práctica industrial los elementos de máquinas pueden presentar características dinámicas diferentes debido al tipo de unión, condiciones del medio y tipo de desgaste. El esquema más sencillo es el lineal en este caso el desgaste con relación al tiempo de trabajo se determina según Álvarez (1995).

$$W = K \cdot t \tag{2.1}$$



Donde:

W - desgaste lineal por fatiga; mm

t - tiempo de trabajo; hr

De esta manera el coeficiente del desgaste se determina como:

$$k = \frac{Ha}{Hg} \leq 0,6 \quad (2.2)$$

Donde:

K - Coeficiente del desgaste

Ha - Dureza del material abrasivo; mm.

H_g - Dureza del material desgastado; mm.

Tenembaum (1966) determinó que esta relación en los acero es de 0,6, hasta este valor se observa una dependencia lineal entre el aumento de la dureza del abrasivo y el desgaste que sufre la superficie del material desgastado.

El desgaste lineal se utiliza cuando los valores absolutos del desgaste son de medianos a altos y está fundamentado en las dimensiones de la piezas antes y después del desgaste, la exactitud de este método depende de la calidad de los desgaste de medición que se utilicen. Conociendo el desgaste lineal se determina la intensidad lineal del desgaste como:

$$I_h = \frac{W_h}{S_f} \quad (2.3)$$

Donde:

S_f - recorrido de la fricción; mm

W_h - desgaste lineal; μm o mm

I_h - intensidad lineal del desgaste; mm

El recorrido de la fricción se determina generalmente cuando conocemos las dimensiones del radio medio de contacto y semiancho de la banda de contacto (Álvarez, 1999).

$$S_f = 2 \cdot \pi \cdot r_{med} \cdot b \quad (2.4)$$

Donde:

r_{med} - radio medio; mm

b - semiancho de la banda de contacto; mm

Entonces el semiancho de la banda de contacto en área nominal para contacto entre cuerpos cilíndricos cóncavo y convexo con ejes paralelos se determina por la ecuación

$$b = 1,076 \sqrt{\frac{F_n \cdot R}{l \cdot E}} \quad (2.5)$$

Donde:

F_n - fuerza normal que actúa sobre el pasador; N

R - radio del pasador; mm

l - longitud del pasador; mm

E - módulo de elasticidad de primer género; MPa

La velocidad o razón de desgaste es un indicador que permite determinar el ritmo del proceso de desgaste y no es más que la relación que existe entre el desgaste y el tiempo en que este ha tenido lugar.

$$W^I = \frac{Wh}{t} \quad (2.6)$$

Donde:

W^I - velocidad o razón del desgaste; mm/hr

La carga se considera en todo el largo del pasador y suponiendo que la misma está distribuida uniformemente a todo el largo del mismo y se determina como:

$$q = \frac{F_n}{l} \quad (2.7)$$

Donde:

l - longitud del pasador; mm

q - carga que soporta el pasador; N/mm

Se realizaron mediciones a pasadores retirados de servicios por presentar desgaste considerable, para ello se consideró la fuerza que realiza el equipo, estas mediciones aparecen en la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Mediciones realizadas al pasador del tractor Komatsu D 85 P – 21

Mediciones realizas		
Número	Fuerza; N	Desgaste, mm
1	22 000	0,5
2	22 500	1
3	23 000	1,5
4	23 500	2
5	24 000	2,25
6	24 500	3
7	25 200	3,5
8	25 725	4

Estas mediciones fueron consideradas para un valor mínimo y un valor máximo.

La tensión de proporcionalidad que actúa sobre toda la zona de contacto de forma distribuida y uniformemente a lo largo del pasador, durante la deformación se determina por la ecuación 2.8 (Korotcishe, 1989):

$$\sigma_{pr} = a^3 \cdot \sqrt{\frac{P_p \cdot E}{R_2^2}} \quad (2.8)$$

$$a = \frac{1}{R_2 \cdot \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_3} \right)} \quad (2.9)$$

Donde:

a - coeficiente que tiene en cuenta el radio del casquillo y del pasador

E - módulo de elasticidad de la pieza; *MPa*

P_p - fuerza ejercida por el casquillo sobre el pasador; N

R_2 - radio de la superficie de endurecimiento del pasador; mm

R_1 y R_3 - radios de la sección de trabajo del casquillo, mm

La ubicación de los radios del casquillo y el pasador a considerar en el proceso de desgaste se muestran en la figura 2.4.

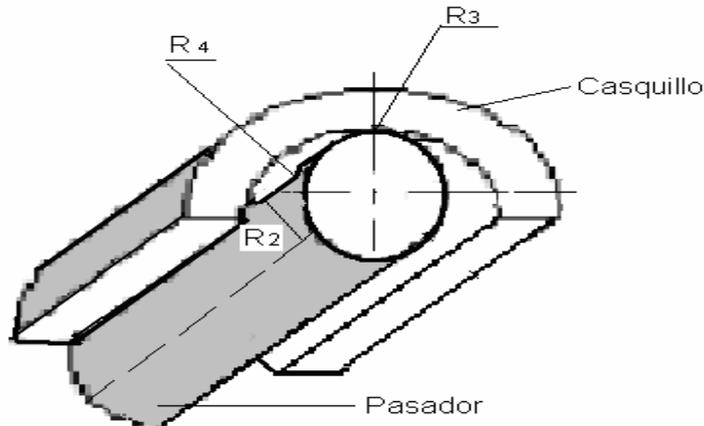


Figura. 2.4. Radios de curvatura del casquillo y del pasador.

El área real de tensiones máxima para la superficie de cuerpos curvos cuando se encuentran en contacto, se determina a partir de la fórmula de Hertz, siempre que el estado tensional sea volumétrico. Para determinar la magnitud del área de la deformación, según Boada *et al.* (2003) es:

$$\sigma_{\text{máx}} = 0,245 \cdot n_p \cdot \sqrt[3]{F_n \cdot E^2 \cdot \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} + \frac{1}{R_3} + \frac{1}{R_4} \right)^2} \quad (2.10)$$

Donde:

$\sigma_{\text{máx}}$ - tensiones máximas en el área de contacto; *MPa*

F_n - fuerza sobre la zona de contacto; *N*

$R_{1,2,3,4}$ - radios de curvatura del rodillo (R_1 y R_3) y la pieza (R_2 y R_4); *mm*

n_p - coeficiente que depende de los radios del casquillo y el pasador:

$$n_p = \frac{R_1 \cdot R_2}{2 \cdot R_2 + R_1} \quad (2.11)$$

Para una relación tensión – deformación durante el proceso de deformación plástica, el material sometido al proceso, se logra el apilamiento de sus granos por el aplastamiento de los mismos, lo que permite incrementar su dureza. Las tensiones de aplastamiento se consideran uniformemente distribuidas sobre todo el área y según Murthy Kotiveerachari (1981), se determina como:

$$\sigma_{\text{máx aplast}} = \alpha \cdot \sqrt[3]{P \cdot E^2 \left(\frac{d_1 + d_2}{d_1 \cdot d_2} \right)^2} \quad (2.12)$$

Donde

$\sigma_{\text{máx aplast}}$ - tensión máxima de aplastamiento; *MPa*

α - coeficiente que depende de la relación $\frac{A_1}{B}$; A_1 es el radio de la superficie de endurecimiento de la pieza; en mm y B considera el radio de la sección de trabajo del rodillo y de la pieza en mm

d_1 - diámetro del casquillo; mm

d_2 - diámetro de la superficie endurecida; mm

El peso nominal se determina teniendo en cuenta la relación que existe entre la fuerza nominal y dos veces el semiancho de la banda por la longitud del pasador desgastado, según Álvarez (1995).

$$P_n = \frac{Fn}{2b \cdot l} \quad (2.13)$$

Donde

P_n - peso nominal; *N / cm²*

Según Álvarez (1999) las tensiones de contacto son aquellas que surgen durante la compresión mutua de dos cuerpos en contacto, bajo la acción de la fuerza externas, estando el material en un estado tensional volumétrico, que al no poderse deformar libremente en la zona de contacto, tienen un carácter puramente local y disminuyen consecuentemente a medida que se alejen de la zona de contacto.

La acción y penetración de partículas libres de alta dureza producto del medio o del mismo proceso de desgaste en las capas superficiales de los elementos de máquina bajo la acción de asperezas o partículas y dependiendo de la forma y dimensiones de las mismas; así como de la relación de dureza, resistencia a la rotura y fluencia, módulo de elasticidad; de las condiciones del medio y de trabajo, de la carga aplicada y del tipo de elemento, se pueden presentar diferentes mecanismos del desgaste abrasivo.

El mecanismo de microcorte ocurre si la penetración de la partícula abrasiva o aspereza sobrepasa cierto valor; si la partícula presenta cantos vivos; si la dureza del abrasivo es superior a la del material y si la tensión de contacto se sobrepasa el límite de rotura del material; se produce el microcorte de los superficies, generándose partículas de desgaste en forma de limallas o virutas, entonces la existencia del microcorte se puede determinar por el grado de penetración de las asperezas o partículas abrasivas según Martínez (2006) como:

$$D_p = R \left(\frac{\pi \cdot HV}{2 F_n} \right)^{0.5} - \left(\frac{\pi \cdot HV}{2 F_n} R^2 - 1 \right)^{0.5} \quad (2.14)$$

Donde:

D_p - grado de penetración; μm o mm

HV - dureza del material más blando; MPa

R - radio de la aspereza o del abrasivo; μm o mm

Si el microcorte se produce cuando el grado de penetración $D_p > 0,27 \mu m$, entonces la deformación plástica es por rayado.

2.9. Consideraciones para realizar pruebas de desgaste abrasivo

El ensayo típico para el desgaste abrasivo es el llamado "roll paper", donde un cilindro con papel de lija en la superficie, con el que conociendo las condiciones y parámetros del ensayo tales como velocidad en rev/min, tipo de abrasivo, peso de la carga, se podrá conocer el comportamiento posterior del material controlando la pérdida de masa y el espesor en la probeta. Este ensayo realizado según la norma ASTM G65 – 81 también tiene una variante en la que se utiliza un cilindro o rodillo de goma y se va tirando un mineral abrasivo habitualmente sílice y controlando igualmente la pérdida de masa en la probeta.

El ensayo de desgaste abrasivo se realizó en condiciones secas utilizando un papel abrasivo con granos de óxido de silicio de grado 60 como sustancia abrasiva, además se consideró los tres tipos de parámetros básicos para el ensayo de desgaste abrasivo, los cuales son: parámetros estructurales, operacionales y parámetros estructurales de interacción.

2.9.1. Parámetros estructurales

Los parámetros estructurales establecen la configuración básica de un sistema y consta de cuatro elementos; dos triboelementos, un elemento interfacial y el medioambiente. Estos se dividen dos grupos; el primero establece las propiedades de dichos triboelementos, tales como:

- Parámetros químicos: composición química, composición de la superficie.
- Parámetros mecánicos: módulo de elasticidad, dureza.
- Parámetros geométricos: geometría, dimensiones, topografía de la superficie.
- Parámetros microestructurales: tamaño de grano, dislocaciones.

El segundo grupo establece las propiedades de los elementos interfaciales (fluidos o lubricantes) y el medioambiente tales como:

- Parámetros químicos: composición química, adhesión, acidez y humedad.
- Parámetros físicos: densidad, conductividad térmica.
- Parámetros mecánicos: viscosidad, características viscosidad – temperatura y viscosidad – presión.

2.9.2. Parámetros operacionales

Los parámetros operacionales caracterizan las condiciones funcionales del tribosistema y se consideran como variables independientes. Los parámetros principales de esta categoría son:

- Tipo de movimiento: deslizante, rodante, giro o impacto, en forma continua, intermitente, reversible u oscilante, carga, velocidad y temperatura.

2.9.3. Parámetros de interacción

Se definen como parámetros de interacción al modo de contacto entre las dos superficies. El desgaste se mide en la forma del volumen perdido contra cualquier parámetro. Generalmente, se mide en forma indirecta por medio de pérdida de masa, medición lineal o de área del desgaste. En este trabajo, el desgaste se midió como la pérdida de masa contra el tiempo.

Para el ensayo de desgaste abrasivo se empleó el procedimiento como se relaciona a continuación:



- Primeramente, las probetas se limpiaron con alcohol y se dejaron secar para evitar errores en la medición de sus respectivos pesos.
- La balanza y máquina tribológica se limpiaron de todo residuo y contaminante de pruebas anteriores.
- Se determinó el peso inicial de cada probeta utilizando una balanza analítica.

Para el caso del ensayo se emplea la siguiente metodología:

- Pegar el papel abrasivo al disco rotatorio con pegamento.
- Fijar la probeta en el portaprobeta.
- Encender la pulidora metalográfica y encender el cronómetro simultáneamente.
- Retirar la probeta.
- Limpiar las probetas con agua y luego con alcohol absoluto para retirar los residuos y el abrasivo seguido de un secado por aproximadamente cuatro minutos.
- Pesar cada probeta por lo mínimo tres veces para hallar el peso promedio. Si los valores son en forma descendentes, es posible que la probeta no esté completamente seca.
- Como las pruebas son por pérdida de masa acumulada, es necesario repetir el proceso, por lo tanto se tiene que colocar en la misma posición y con la misma dirección de deslizamiento.

2.10. Metodología de cálculo para el ensayo de desgaste abrasivo

El desgaste en ciertos contactos geométricos produce pérdida de material sobre un área, inicialmente el contacto entre el bloque y el disco, es una línea, pero conforme se va desgastando, el contacto entre ambos se convierte en un área. Para poder determinar el volumen perdido, se utiliza la siguiente expresión (Hutchings, 2000).

$$V = \frac{D^2 t}{8} \left[2 \operatorname{sen}^{-1} \frac{b}{D} - \operatorname{sen} \left(2 \operatorname{sen}^{-1} \frac{b}{D} \right) \right] \quad (2.15)$$

Donde:

- V - volumen perdido; mm^3
- D - diámetro = $2r$ = diámetro del disco, mm
- t - ancho de la huella de desgaste, mm

$$b - D \operatorname{sen} \frac{\theta}{2}$$

Galopkrishnan (2002) ha usado valores normalizados para tasas de desgaste, carga y velocidad de deslizamiento; definidos por la siguiente expresión.

$$\bar{W} = \frac{W}{A_n} \quad (2.16)$$

Entonces el área nominal se determina como:

$$A_n = 2b \cdot l \quad (2.17)$$

Para obtener el coeficiente de desgaste abrasivo por medio de campos de deslizamiento, es necesario considerar la ecuación de desgaste de Archard (1953) y la geometría de contacto.

$$K = \frac{3HU_{AB}(AI) \operatorname{sen} \left[\frac{\pi}{4} + \eta_1 \right]}{UW} \quad (2.18)$$

Entonces es necesario el análisis trigonométrico de velocidades, para encontrar la relación entre las velocidades U_{AB} y U .

$$U_{AB} = \frac{\operatorname{sen}(\eta_1 + \theta - \gamma) \cos \left(\eta_2 - \frac{\theta}{2} \right)}{\cos \eta_1 \cos \left(\eta_2 + \frac{\theta}{2} \right)} U \quad (2.19)$$

Donde el ángulo θ , se obtiene del análisis de fuerzas de fricción, mediante las fuerzas tangenciales mínimas.

El desgaste volumétrico se fundamenta en la medición del volumen antes y después del proceso del desgaste. Este generalmente se determina partiendo del indicador lineal del desgaste.

$$W_V = W_h \cdot A_n \quad (2.20)$$

La Intensidad volumétrica del desgaste es un indicador que se mide cuando la relación que existe entre el desgaste volumétrico, el área nominal y el recorrido de la fricción se conoce.

$$I_V = \frac{V}{S_f \cdot A_n} \quad (2.21)$$

Donde:

- I_v - intensidad volumétrica del desgaste; mm
 V - volumen del material desgastado; mm³
 A_n - área de fricción nominal; mm²

2.11. Procesamiento estadístico de los datos

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, tanto los simulados como los experimentales, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2003 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus 5.1, lo que permitió establecer la necesaria correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. Esta evaluación estadística se realiza comúnmente por medio de la desviación estándar y del coeficiente de variación de la pérdida de masa y se calculan como:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}{n-1}} = \sqrt{\frac{\sum y_i^2 - \left(\frac{\sum y_i}{n}\right)^2}{n-1}} \quad (2.22)$$

Donde:

- σ - desviación estándar
 y_i - valor de la observación
 \bar{y} - media aritmética
 n - número de observaciones

2.11.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente Y, es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las X_i suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Box y Hunter, 1989).

La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_1X_2} \quad (2.23)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en N; X_1 es la fuerza del casquillo sobre el pasador en N y X_2 es el avance del tractor en m/s.

2.11.2. Cálculo de la varianza

Ostle (1975) y Sarache (2004), consideran que el ANOVA, como técnica estadística, permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible en la variabilidad causada por diferentes factores que intervienen en el problema.

Después de calcular los coeficientes de regresión se realiza el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza por la siguiente ecuación:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{y_i}^2}{N_o} \quad (2.24)$$

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

Posteriormente se calcula la varianza por la siguiente ecuación:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{modf}})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.25)$$

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

Por la ecuación 2.35 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.26)$$



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

Antes de la realización del proceso tecnológico, se efectuará un control previo de la dureza superficial, la rugosidad superficial y del diámetro exterior.

2.12. Conclusiones del capítulo 2

- Los métodos de investigación utilizados se complementan con el empleo de una actualizada base experimental, tecnologías, software y equipamiento novedosos que garantizan precisión y confiabilidad a los resultados.
- Las ecuaciones desarrolladas caracterizan el comportamiento del desgaste abrasivo por deslizamiento rodadura en función del carácter de la fricción de los dos cuerpos en contacto y posibilitan la estimación de la dureza en el acero AISI 1045 tratado térmicamente cuando es sometido a este proceso.
- La selección de las diferentes capas que componen el pasador permiten estimar el comportamiento de las mismas en función del desgaste a la que son sometidas y establecer la dureza final de las mismas en el acero AISI 1045 tratado térmicamente y deformado en frío por el efecto del desgaste abrasivo y el deslizamiento rodadura.

CAPÍTULO 3

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Se exponen los resultados derivados del trabajo experimental y a partir de los mismos, las expresiones matemáticas estadísticas que describen las regularidades del comportamiento de los pasadores de equipos pesados, elaborados de acero AISI 1045 sometido a la acción de desgaste abrasivos ante cargas de trabajo y su posterior incremento en la dureza superficial del mismo.

El objetivo de este capítulo es establecer el comportamiento microestructural, así como el procedimiento metodológico que caracteriza el desgaste abrasivo en los pasadores de equipos de laboreo minero fabricados de acero AISI 1045 tratado térmicamente y deformado en frío.

3.2. Análisis de la composición del material empleado en los pasadores

Se tomó el pasador el cuál estuvo sometido a la acción de trabajo continuo, una vez que la pieza se puso fuera de explotación por perder su configuración geométrica. La composición química se tomó como resultados de tres chispas para obtener el promedio de cada una de ellas, se realizó empleando un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la Empresa Mecánica del Níquel "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", Moa. La misma aparece en la tabla 3.1.

Tabla 3.1. Composición química de pasador deteriorado

C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe
0,46 %	0,24 %	0,90 %	0,19 %	0,40 %	Resto

Según la composición química obtenida y la que se muestra en la tabla 2.1 del capítulo 2, se determinó que el material del pasador se corresponde con la composición química de un acero del tipo AISI 1045 según norma ASTM E 646 – 00, lo que además fue expuesto por Alcántara *et al.* (2008a y 2008b).

Se tomó en consideración la dureza de los elementos que inciden directamente en la fricción por contacto con el pasador, como son el buje o casquillo y del eslabón de la

cadena. En las tablas 3.2 y 3.3 se muestran la composición química de ambos elementos.

Tabla 3.2. Composición química del buje o casquillo

C	Si	Mn	Cr	Fe
0,40 %	0,34 %	1,15 %	0,27 %	Resto

La composición química obtenida en la tabla 3.2, del buje o casquillo, se comprobó que el mismo está fabricado de acero AISI 1540, según ASTM E 646 – 00, lo que es consistente con lo planteado por Alcántara *et al.* (2008a y 2008b).

Tabla 3.3. Composición química del eslabón de la cadena

C	Si	Mn	Cr	Fe
0,45 %	0,26 %	1,54 %	0,22 %	97,2 %

El eslabón de la cadena es de acero AISI 1545. Esto demuestra que según la cinemática del par tribológico se considera un par directo ya que el par de mayor dureza se mueve con respecto al más blando y además se cumple que el área nominal del más duro es menor que la del más blando. Según Rodríguez (2009) en la fricción entre dos cuerpos, el par directo durante la acción de la carga, la deformación plástica del elemento de menor dureza obstaculiza el funcionamiento normal del par, motivo por el cual aumenta la fricción, aumenta el grado de deterioro de la superficie y ocurre la rotura, lo que coincide también con Alcántara *et al.* (2008a y 2008b).

3.3. Análisis de las microestructuras

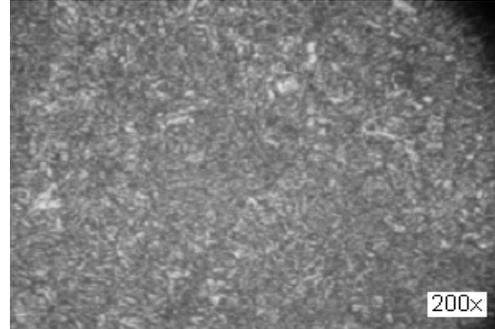
Para el análisis microestructural se tomaron las muestras de las tres capas que se forman en el pasador por efecto de la carga del tractor y por el desgaste abrasivo al cual está expuesto, primero se analizó la muestra 1 (figura 2.3, epígrafe 2.7), correspondiente a la superficie del pasador (S1), que se encuentra en contacto con el casquillo y que a la vez constituye la primer capa que se forma por el contacto metal – metal. En este análisis se tomó como muestra de comparación la microestructura patrón analizada en el epígrafe 2.4 del capítulo 2.

La figura 3.1, se corresponde con la muestra patrón y la 3.2 con la superficie del pasador en la zona del desgaste, donde se puede observar una estructura compuesta por martensita, donde se aprecian granos de martensita más finos que en la muestra probetas del núcleo del pasador. Esto tiene su origen en los procesos de deformación al

que se somete la superficie del pasador durante las operaciones de trabajo, lo que provoca una disminución en el tamaño de los granos y un aumento considerable de la microdureza (54 HRC) y por el fenómeno de la acritud, lo que fue reportado por Alcántara *et al.* (2008a; 2008b).



3.1. Muestra patrón.

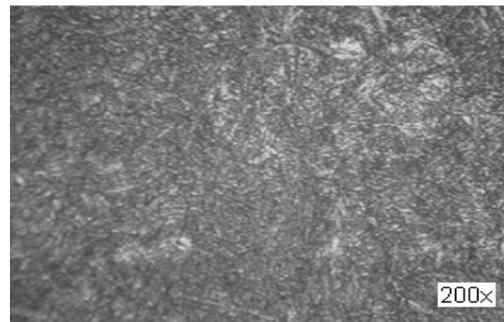


3.2. Muestra superficie del pasador.

La segunda capa analizada es la que se forma por el contacto entre el pasador y el borde del casquillo, como se mostró en la figura 2.2 del capítulo 2 y aparece reflejada en las figuras 3.3 (muestra patrón) y en la figura 3.4.



3.3. Muestra patrón.



3.4. Muestra superficie del pasador.

La muestra 3.4 es una estructura del tipo troostítica, se puede observar que en la muestra atacada aparece una región oscura, no muestra tanta dispersión como en la martensita. Sin embargo, se puede apreciar una franja de granos de martensita más finos, la cual disminuye su espesor a medida que se incrementa la profundidad desde la superficie hacia el núcleo. Esta franja de pequeño espesor es donde las agujas de martensita son más finas, lo que coincide también con Alcántara *et al.* (2008a; 2008b).

La tercera capa analizada es la parte donde no ha existido deformación ya que es el extremo que se introduce en el eslabón de la estera, en esta parte del pasador no

existen procesos deformacionales, pero si es presumiblemente que exista acritud por la interferencia entre el ajuste al que se somete antes de puesta en funcionamiento. La microestructura aparece en las figura 3.5.

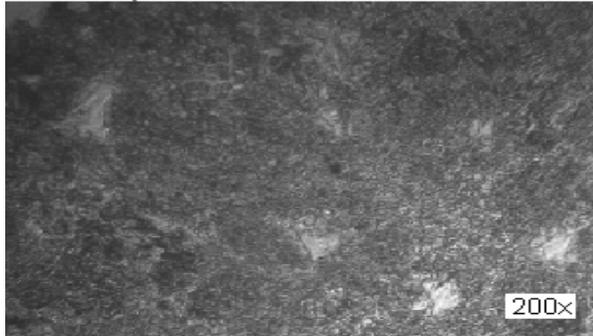


Figura 3.5. Capa sin deformar.

La estructura obtenida en la figura 3.5 es del tipo martensítico donde se observa una agrupación ordenadas de los granos producto del tratamiento térmico al que fue sometido.

La microestructura inicial, figura 3.1 está caracterizada por granos libres de distorsión a nivel de su red cristalina, la figura 3.2 refleja el comportamiento mecánico y una etapa de endurecimiento, así como en la figura 3.4. En las mismas se observa una disminución del tamaño del grano martensítico desde el número 10 hasta el número 11.

Este hecho se pone de manifiesto por la formación de subgranos, que son en realidad resultado de la formación de paredes de dislocaciones que provocan desorientación local. Al aumentar el grado de deformación aumenta la densidad de dislocaciones, observándose un aumento de la densidad de subordes dentro del grano deformado, asimismo se nota también que el endurecimiento no está repartido de una forma uniforme dentro del grano y que hay una presencia preferente de dislocaciones en la vecindad de los bordes de grano.

Ponge y Gottstein, (1998) y Bocher y Jonas (1999) consideran que en estos procesos como los nuevos granos formados se afectan de la deformación aplicada, una parte de la textura de deformación está detectada en el material durante todo el proceso de deformación en el cual el tratamiento térmico forma parte.

3.3.1. Análisis de la dureza en las capas

Las mediciones de la dureza se realizaron por el método de Rockwel (HRC) y se realizaron al menos cuatro mediciones para cada muestra en diferentes lugares. La dureza de las distintas capas que se forman en el pasador deteriorado se puede observar en la tabla 3.4.

Tabla 3.4. Dureza en las diferentes capas que se forman en el pasador deteriorado

Capas	Parte	Dureza (HRC)
Superficie desgastada y deformada por rodadura.	superficie	52 - 54
	interior	22 - 24
Extremo del ajuste por interferencia	superficie	46 - 48
	interior	22 - 24
Capa del borde deformada por el casquillo	superficie	50 - 52
	interior	22 - 24

En la figura 3.6 se muestra el comportamiento de los perfiles de microdureza en las tres capas en relación con la distancia de la superficie desgastada.

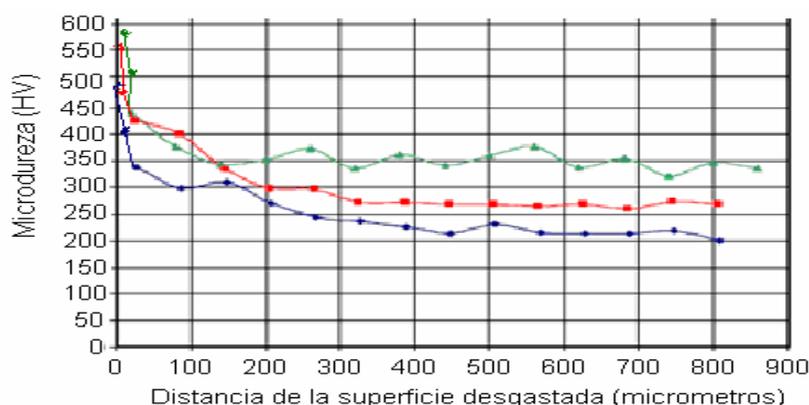


Figura 3.6. Comportamiento de la microdureza en las tres capas.

La dureza que posee el pasador en toda la longitud deformada por rodadura, está compuesta por tres capas, primera (azul) se alcanza un dureza de 480 HV, típica del tratamiento térmico; la segunda la superficie endurecida por el tratamiento y el proceso de fricción por rodadura con una dureza de 560 HV y la tercera capa que se forma como consecuencia de la fricción del borde del casquillo alcanza una dureza de 480 HV, sin embargo en la medida que se aleja hacia el núcleo esta dureza va disminuyendo. Se puede observar que en dependencia de la fricción y el desgaste las capas alcanzan diferentes dureza, lo que es consistente con lo expuesto por Alcántara *et al.* (2008a y 200b).

3.4. Análisis del desgaste en los pasadores

Para determinar el desgaste lineal en los pasadores se consideró la ecuación 2.1, la que considera el tiempo de trabajo del tractor, para nuestro caso t es igual a 6 720 h de trabajo (un año de duración del pasador en 8 horas de trabajo diario) y K determinado por la ecuación 2.2 es igual a 0,6. El desgaste que alcanza el pasador es de $1,452 \times 10^7$ g/s.

Como se observa el desgaste en el material de los pasadores ocurre de forma rápida, está originado porque las partículas abrasivas de origen mineral se encuentran en alta cantidades en los suelos; así por ejemplo el óxido de sílice (arena de cuarzo) con dureza $HV = 10\ 000/12\ 500$ MPa constituye entre el 40 – 60 % de los suelos cubanos. El incremento de la resistencia al desgaste en masa abrasiva se logra aumentando la dureza del metal hasta valores que no afecten el trabajo del elemento de máquina desde el punto de vista de su resistencia a la fragilidad o impacto, lo que fue reportado por Rojas (2001).

Se determinó la intensidad lineal del desgaste por la ecuación 2.3, donde se tuvo en cuenta el desgaste lineal, el recorrido de la fricción por la ecuación 2.4 con un valor de $7,225\text{ mm}^2$, el r_{medio} igual a 13, 63 mm, el semiancho de contacto b calculado por la ecuación 2.5 que para las diferentes fuerzas se tiene que para 22 000 N, b es igual a 11 mm; para 22 500 N, b es igual a 11 mm, para 23 000 N, b es igual a 11,4 mm; para 23 500 N, b es de 11,6 mm; para 24 000 N, b es de 11,9 mm; para 24 500 N, b es de 12,1 mm; para 25 200 N, b es igual a 12,5 mm y 25 725 N, b es igual a 12,7 mm.

Según los resultados, el comportamiento de la intensidad lineal del desgaste en el pasador considerando las fuerzas que actúan se pueden observar en la figura 3.7.

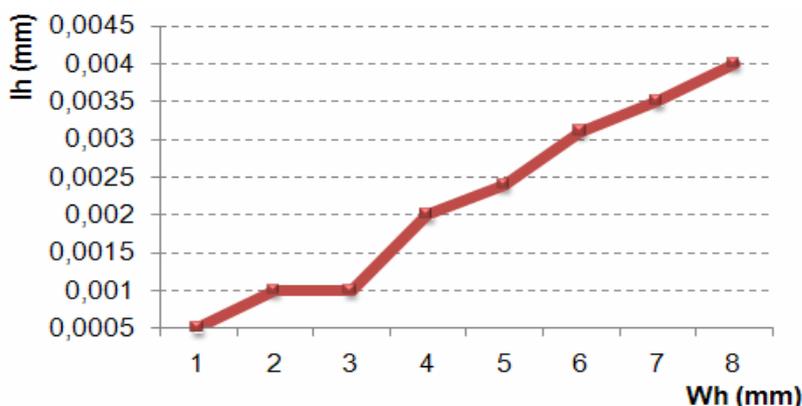


Figura 3.7. Comportamiento de la intensidad lineal del desgaste en el pasador.

La curva ajustada para $I_h = 0,0005x - 0,0002$ con un coeficiente de correlación $R^2 = 0,9809$. La tendencia obtenida demuestra que en la medida que incrementa el desgaste, aumenta la intensidad lineal del desgaste.

Por los resultados obtenidos en la figura 3.7, se puede plantear que durante el período de desgaste establecido, el área de contacto aumenta debido a la eliminación de los "picos" de la rugosidad superficial. Con el aumento de la fuerza, el desgaste va aumentando hasta llegar a un valor crítico o permisible, cuando se llega a este valor del desgaste se inicia el período de avería de la pieza o unión tribotécnica, el cual se caracteriza por un incremento de la temperatura, un aumento del nivel de ruido, la presencia de cargas dinámicas (vibraciones), todo lo cual lleva si no se realiza el cambio de la pieza a un desgaste catastrófico. En la práctica industrial los elementos de máquinas pueden presentar características dinámicas diferentes debido al tipo de unión, condiciones del medio y tipo de desgaste, lo que expuesto por Bhushan (2001); Peter y Aldrich-Smith (2004) y Sagaró *et al.* (2009).

La velocidad del desgaste en el pasador se determinó considerando el desgaste lineal (W_h) para las diferentes fuerzas y el tiempo de trabajo, por lo que sustituyendo estos valores en la ecuación 2.6 se tiene que W^I para 0,5 mm de desgaste es de $7,4 \times 10^{-5}$; W^I para 1 mm de desgaste es $1,4 \times 10^{-4}$; W^I para 1,5 mm de desgaste es de $2,2 \times 10^{-4}$; W^I para 2 mm de desgaste es de $2,9 \times 10^{-4}$; W^I para 2,25 mm de desgaste es de $3,3 \times 10^{-4}$; W^I para 3 mm de desgaste es de $4,4 \times 10^{-4}$; W^I para 3,5 mm de desgaste es de $5,2 \times 10^{-4}$; W^I para 4 mm de desgaste es de $5,9 \times 10^{-3}$.

El aumento de la velocidad del desgaste en el pasador se acelera por la fuerza de rozamiento e incrementa el efecto de la deformación plástica sobre la microestructura de la martensita, que a pesar de presentar mayor resistencia al desgaste, también presenta alta capacidad de endurecimiento en frío en la misma medida que existe mayor penetración del casquillo e incidencia de las partículas abrasivas sobre el pasador. Esto conducirá a la fatiga residual interna del material y un cambio considerable en los parámetros de la dureza en la superficie. Bajo fuerza de rozamiento constante, el casquillo penetra y alisa la superficie, lo que causa una mayor

deformación plástica debido a la pequeña área de contacto entre el par tribológico (casquillo/pasador), entonces se puede estipular que de forma general que el coeficiente de desgaste abrasivo de una superficie, es directamente proporcional a la dureza de la superficie, lo que ha sido planteado por Wang (1998); Kim *et al.* (2006); Bansal *et al.* (2007).

Por la ecuación 2.7 se determinó la carga que actúa a todo lo largo del pasador, para ello se tuvo en cuenta cada una de la fuerza y una longitud del pasador de 160 mm, los resultados obtenidos son: para 22 000 N, q es igual a 137,5 N/mm; para 22 500 N, q es igual 140,6 N/mm; para 23 000 N, q es igual a 143,7 N/mm; para 23 500 N, q es igual a 146,8 N/mm, para 24 000 N, q es igual a 150 N/mm, para 24 500 N, q es igual a 153,1 N/mm; para 25 200 N, q es igual a 157, 5 N/mm y para 25 725 N, q es de 160 N/mm. En la figura 3.8 aparece en comportamiento que presenta el desgaste con relación a la fuerza.

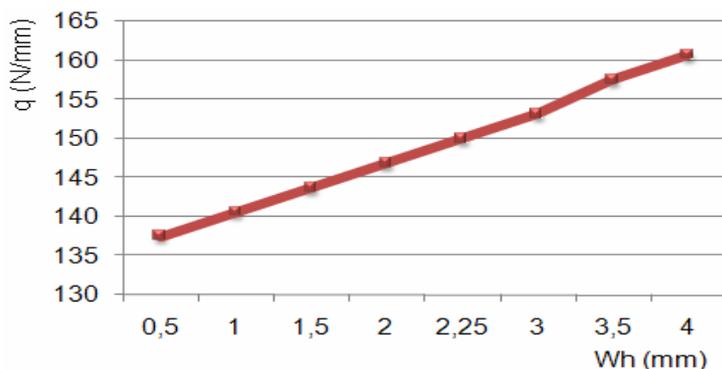


Figura 3.8. Comportamiento del desgaste en relación a la carga.

La curva ajustada para $q = 3,3131x + 133,83$, con un coeficiente de correlación $R^2 = 0,9976$. La tendencia obtenida demuestra que la carga es directamente proporcional al desgaste, en la medida que se incrementa la carga, aumenta el desgaste.

La menor magnitud de tensión obtenida con carga de 137,5 N; es el esfuerzo mínimo necesario para que se produzca el desplazamiento en el pasador fabricado de acero AISI 1045 y tratado térmicamente, pero al incrementar gradualmente la carga, la aleación fluirá deformándose plásticamente. En la red cristalina, los átomos se encuentran en posiciones de mínima energía, el deslizamiento exige que un átomo

pase de una posición de equilibrio a la siguiente, no solo para los átomos del Fe, sino también para los del C, Mn, Si, Ni, en consideración a la existencia de dislocaciones que facilitan el desplazamiento y una deformación permanente, que endurecen el material por acritud, habrá un deslizamiento de las cristalitas en la red cristalina, lo que consolida los cristales de todos los granos en el agregado, fenómeno que conduce a la obtención de un grano más fino, lo que concuerda con Callister (1999); Pero-Sanz (2000). Existen transformaciones en la estructura cristalográfica y en la cristalitas con un máximo incremento de la tensión residual a compresión, lo que fue reportado por Fernández *et al.* (2008a).

Se determinaron las tensiones de proporcionalidad por la ecuación 2.8 para cada una de las fuerzas que actúan en el pasador en consideración con los radios del casquillo y del pasador, se empleó la ecuación 2.9. Los resultados se muestran en la tabla 3.5.

Tabla 3.5. Resultados de las tensiones de proporcionalidad

Fuerzas	Radios del casquillo		Rad pasador	a^3	σ_{propor} (MPa)
	R_1 (mm)	R_3 (mm)	R_2 (mm)		
22 000	2	30	24,95	0,0004	1 144,19
22 500	2	30	24	0,0005	1 145,64
23 000	2	30	23,5	0,0005	1 478,6
23 500	2	30	23	0,0005	1 527,16
24 000	2	30	22,75	0,0005	1 560,29
24 500	2	30	22	0,0005	1 630,19
25 200	2	30	21,5	0,0005	1 691,77
25 725	2	30	21	0,0005	1750

Como se muestra en la tabla 3.5, en la medida que se acrecientan los valores de los parámetros, incrementan a su vez el desgaste del pasador, pero también aumenta en gran medida la dureza superficial, trayendo consigo cambios en la microestructura. La dureza, tenacidad, modulo de elasticidad, estructura cristalina, microestructura y composición; son las principales propiedades de los materiales que tienen una influencia directa sobre el comportamiento del desgaste abrasivo, ya que el desgaste abrasivo crea nuevas superficies, que son rápidamente corroídas y la capa corrosiva protectora es removida por abrasión, generando otra nueva superficie a corroer, lo que acelera el desgaste. En muchas combinaciones de materiales, el desgaste para cargas muy elevadas deja de ser constante y puede aumentar linealmente con la carga (presión), o puede presentar abruptamente cualquier aumento para algunas cargas

críticas. Esto puede ser explicado por la rotura o formación de capas de óxido o bien la introducción de nuevos mecanismos de desgaste inducidos por el contacto, ocurriendo el daño cerca de la superficie del material por el trabajo en frío, formando una dislocación; sí posteriormente se trabaja sobre la superficie, ocurre el desprendimiento de material pero esto será por el mecanismo de microfractura, debido al endurecimiento de la superficie, lo que ha sido reportado por Kato (1986); Rodríguez (2009); Sagaró (2007) y Alcántara *et al.* (2008a y 2008b).

La determinación de la variación de la tensión máxima a diferentes fuerzas, donde se consideró el módulo de elasticidad de primer género y el coeficiente que depende de los radios del pasador y del casquillo que a su vez fue calculado por la ecuación 2.11 ($np = 0,9$), el radio de la superficie (R_4) se consideró constante para todas las durezas con un valor de 68,70 mm. En correspondencia con la ecuación 2.10, se obtiene que la tensión se incrementa en la medida que lo hace la fuerza, estas tensiones aparecen en la tabla 3.6.

Tabla 3.6. Tensiones máximas en el pasador

Fuerzas	np	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)
22 000	0,9	1 508 459,5
22 500	0,9	1 519 801,7
23 000	0,9	1 530 977,1
23 500	0,9	1 541 991,7
24 000	0,9	1 552 851,2
24 500	0,9	1 563 560,8
25 200	0,9	1 578 312,3
25 725	0,9	1 589 197,5

De acuerdo con los resultados obtenidos en la tabla anterior se puede plantear que las tensiones máximas caracterizan el comportamiento de los esfuerzos, se observa que en la medida que la dureza y la profundidad de penetración se incrementan, también lo hacen dichas tensiones máximas. Otro comportamiento determinado, es que las mismas crecen en la medida que aumenta la fuerza de compresión y disminuye el radio de curvatura del pasador, lo que ha sido planteado por Fernández *et al.* (2008; 2009b).

Existen distintas magnitudes de tensiones que provocan el incremento de las tensiones normales y tangenciales debajo de la capa deformada, las que están relacionadas fundamentalmente con estados tensionales del tipo plano. Los cambios de las

tensiones en la red cristalina se verán influenciados por la magnitud de las cargas impuestas al material y la velocidad de aplicación de dichas cargas (esfuerzos de tracción y compresión), los átomos constituyen barreras u obstáculos al movimiento de las dislocaciones, según fue planteado por Callister (1999); Pero-Sanz (2000) y Key to steel (2002).

El cálculo de las tensiones máximas necesarias para lograr el aplastamiento de los granos se determinó por la ecuación 2.12, la que considera las fuerzas aplicadas, el módulo de elasticidad de primer género, el diámetro del casquillo y los radios de las superficies endurecidas (tabla 3.5), al sustituir los valores en la ecuación se obtuvo que la relación $\frac{A}{B}$ para cada una de las fuerzas como se muestra en la tabla 3.7.

Tabla 3.7. Resultados de las tensiones máximas de aplastamiento

Fuerzas	$\frac{A}{B}$	$\sigma_{m\acute{a}x\,aplast}$ (MPa)
22 000	0,9	890 969,69
22 500	0,9	897 668,96
23 000	0,9	904 269,71
23 500	0,9	910 775,47
24 000	0,9	917 189,59
24 500	0,9	923 515,24
25 200	0,9	932 228,16
25 725	0,9	938 657,52

Las tensiones máximas calculadas anteriormente incrementan la dureza por acritud al reducir el tamaño promedio de los granos y permiten el compactamiento de los mismos, a pesar de que existe una dureza preliminar en el material, provocado por el tratamiento térmico. Cuando la presión ejercida excede el límite de fluencia del acero, la superficie es plásticamente deformada en frío y el material fluye debajo de la capa deformada, entonces como resultado se obtiene una superficie muy pulida y densamente compactada.

El apilamiento o aplastamiento de los granos es resultado de una integración causada por el deslizamiento intracristalino, por la migración de dislocaciones, acompañada de endurecimiento por deformación, lo que consolida progresivamente el cristal.

Por otra parte el estado de tensiones en el grano, presumiblemente activan otros sistemas de deslizamiento, los que interactúan con él o los sistemas ya existentes, este mecanismo dificulta aún más la movilidad de los átomos y origina el fenómeno conocido como endurecimiento latente, lo que fue expuesto por Fernández *et al.* (2008a; 2009b y 2010).

El peso nominal se determinó por la ecuación 2.13, para ello se consideró la fuerza nominal (tabla 3.7) y el semiancho calculado por la ecuación 2.5. En la figura 3.9 aparecen los resultados obtenidos.

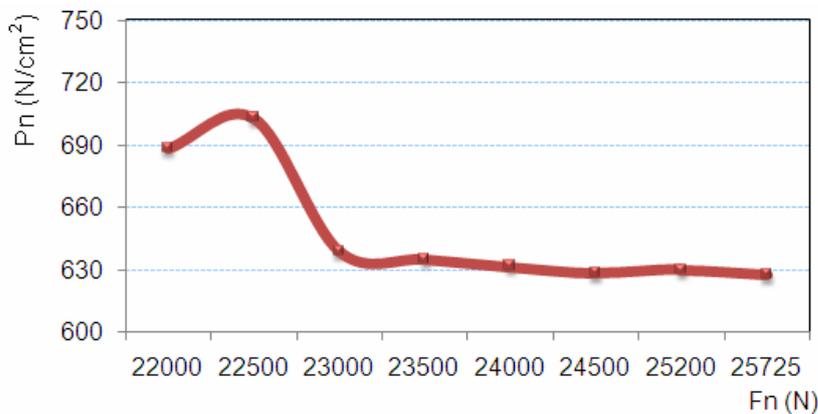


Figura 3.9. Comportamiento del peso nominal del pasador con relación a la fuerza.

Como se puede observar en la figura 3.9, inicialmente existe un período o etapa de asentamiento hasta un valor de $687,5 \text{ N/cm}^2$, el cual se caracteriza por un área de contacto real muy pequeña lo que representa altas presiones reales; esto es debido a que solo entran en contacto los "picos" más altos de la rugosidad superficial. El desgaste durante este período es muy intenso y puede tener una influencia apreciable en la durabilidad del pasador; en condiciones no favorables puede llegar hasta un 30 - 50% del desgaste límite o permisible, según ha sido reportado por Rodríguez (2009).

Luego existe un desgaste acelerado de $703,1 \text{ N/cm}^2$, que se le denomina el período de desgaste establecido, el área de contacto aumenta debido a la eliminación de los "picos" de la rugosidad superficial, por las grandes tensiones de contacto que producen la fatiga de las capas superficiales comienza un descenso en el diámetro del pasador manteniéndose casi constante. Con el incremento de la fricción, la microdureza en la superficie y el volumen endurecido bajo la superficie aumentan conjuntamente con la carga normal.

En adecuación a la ecuación 2.14 se determinó el grado de penetración de las partículas abrasivas, se consideró un radio de partículas de 0,15 mm, la dureza de la capa más dura (HV = 590), fuerza nominal de 25 725 N, como resultado se obtuvo que el grado de penetración es de 0,23 μm , lo que significa que el mecanismo predominante es el de deformación plástica, en este caso las partículas son pulidas (sin cantos vivos), provocan tensiones por debajo del límite de rotura del material, bajo grados de penetración, se produce la deformación plástica de las capas superficiales, trayendo como consecuencia el rayado y arrugado de la superficie con poca generación de partículas de desgaste y endureciendo el mismo por acritud.

3.5. Análisis de las pruebas de desgaste abrasivo

Las probetas se sometieron a los ensayos de desgaste, se aplicó un peso de 1 kgf en cada ensayo de desgaste en un tiempo de dos minutos, se midió la masa y la dimensión antes y después del ensayo de desgaste, para ello se empleó la balanza analítica y el pie de rey, así como el espesor de la cara desgastada antes y después de cada ensayo de desgaste, los resultados obtenidos se resumen en la tabla 3.8. Se halló la diferencia entre el espesor antes y después de cada ensayo de desgaste sustituyendo los resultados experimentales en la ecuación 2.15.

Tabla 3.8. Ensayos de desgaste efectuados a las probetas

Probeta	Huella	d ₁ (μm)	d ₂ (μm)	d ₃ (μm)	d ₄ (μm)
Extremo	1	3,55	3,42	3,66	4,42
	2	3,61	4,35	3,64	4,26
	3	3,64	4,33	3,62	4,33
Borde	1	3,62	4,28	3,60	4,27
	2	3,80	4,30	3,65	4,30
	3	3,57	4,40	3,60	4,44
Superficie	1	3,61	4,21	3,63	4,53
	2	3,58	4,20	3,68	4,28
	3	3,54	4,29	3,60	4,44

Como se puede observar en la tabla anterior existen cambios en las dimensiones de las muestras; para la primera muestra, que se corresponde con el extremo o ajuste del pasador existe mayor incidencia de desgaste a pesar de estar tratado térmicamente, este desgaste se hace menor en la medida que las capas son endurecidas producto de la fricción, la cual provoca endurecimiento superficial en frío.

Los resultados obtenidos de la pérdida de masa calculado por la ecuación 2.16 y sustituyendo valores del área nominal por la ecuación 2.17, se presentan en la figura 3.10 y la variación del espesor de las probetas, aparecen en la figura 3.11, así como en la tabla 1 del anexo 2.

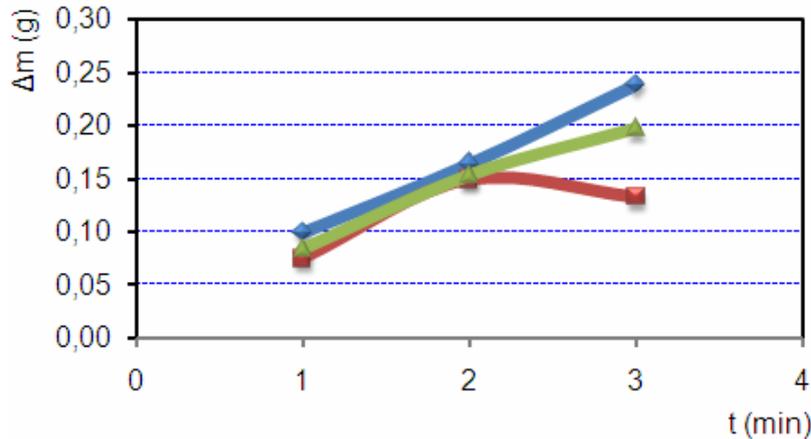


Figura 3.10. Variación de la pérdida de masa en las muestras.

Las curvas ajustadas obtenidas en la variación en la pérdida de masa según las capas que se forman en el pasador son:

Superficie (azul) $\Delta m = 0,0694x + 0,028$ y el coeficiente de correlación $R^2 = 0,998$.

Deformada por el borde del casquillo (verde) $\Delta m = 0,0561x + 0,0325$ y el coeficiente de correlación $R^2 = 0,985$.

Ajuste por interferência (roja) $\Delta m = 0,0291x + 0,0607$ y el coeficiente de correlación $R^2 = 0,5518$

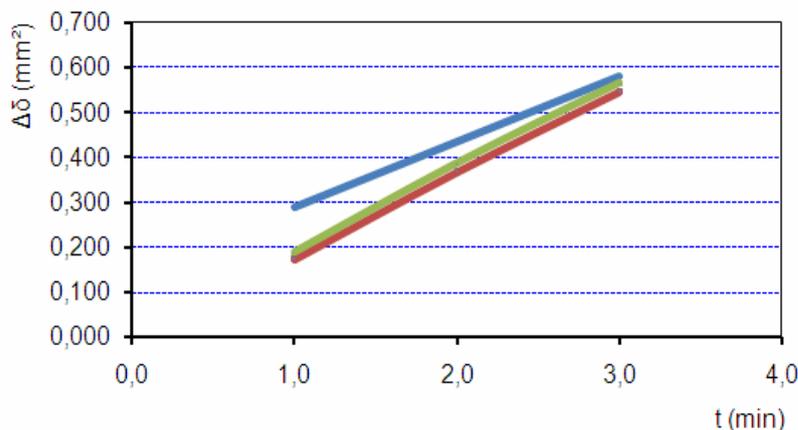


Figura 3.11. variación del espesor en las probetas.

Las curvas ajustadas obtenidas en la variación del espesor en las probetas según las capas que se forman en el pasador son:

Superficie (azul) $\Delta\delta = 0,1452x+0,1452$ y el coeficiente de correlación $R^2 = 0,999$.

Deformada por el borde del casquillo (verde) $\Delta\delta = 0,189x+0,0033$ y el coeficiente de correlación $R^2 = 0,9991$.

Ajuste por interferencia (roja) $\Delta\delta = 0,187x - 0,0113$ y el coeficiente de correlación $R^2 = 0,9994$.

De los resultados experimentales obtenidos de las probetas seleccionadas se observa que en la superficie (S1) y en el borde deformada por el casquillo presentan mayor dureza, por lo tanto menor variaciones, esto demuestra que el pasador mientras más contacto por fricción tenga más se endurece, esto a la vez provoca la ocurrencia de un cambio en la microestructura en esa zona del pasador.

3.5.1. Análisis del cálculo del desgaste para las probetas

En la tabla 3.9 aparecen los resultados del desgaste abrasivo de la muestra de la superficie.

Tabla 3.9. Resultados del desgaste abrasivo en las muestras

Muestra de la superficie					
Wh (mm)	An (mm ²)	Pn (n)	K	Wv (mm ³)	Iv (mm-1)
0,04	372,5	0,0268	8,67	14,9	5,83x10 ⁻⁵
Muestra extremo ajuste					
0,03	346,38	0,0289	10,09	10,39	10,39
Muestra deformada por el borde del casquillo					
0,03	292	0,0342	8,19	8,76	6,53x10 ⁻⁵

Se han obtenidos diferentes valores de resistencia al desgaste en cada una de las capas que se han observados en el pasador, lo que demuestra que la resistencia al desgaste se disminuye con el aumento de la dureza. Como fue observado en el análisis estructural, el acero AISI 1045 tratado térmicamente presenta austenita retenida (figura 3.2) y al poseer esta característica, presenta una considerable resistencia al desgaste en masa abrasiva. Se establece que para partículas abrasivas con tamaño superior a 1 μm se produce el desgaste abrasivo; lo que significa la existencia de este en la mayoría de los casos, según fue reportado por Bushan (2001).

Por efecto del desgaste existe un incremento de la dureza la cual ocurre porque las paredes de dislocaciones o los subgranos es bastante uniforme dentro del grano deformado y la presencia de heterogeneidad local en las proximidades de los bordes de granos iniciales es la responsable de la nucleación de nuevos granos mediante el mecanismo de migración del límite de grano inducido por deformación, reportado por Callister (1999) y Pero-Sanz (2000).

3.6. Análisis del diseño de experimentos

Se determinó estadísticamente, a través del análisis de regresión, la influencia del desgaste abrasivo en el acero AISI 1045 tratado térmicamente en la formación de capas por la aplicación de cargas de rodadura, en la obtención de diversas propiedades mecánicas y funcionales, el comportamiento que se describe en los modelos que se desarrollan es su capacidad de endurecimiento. Los resultados de la matriz de planificación del experimento aparecen en la tabla 3.10.

Tabla 3.10. Resultados de la matriz de planificación del experimento

Niveles	Variables		Salida		
	P (N)	h (mm)	H (HV)		
(-1)	22 000	0,5	HV1	HV2	HV3
(+1)	25 725	4			
Ensayo					
1	22 000	0,5	478	480	480
2	25 725	0,5	590	590	590
3	22 000	4	479	479	480
4	25 725	4	HV1	HV2	HV3

El análisis establecido en la tabla 3.10 se realizó atendiendo a los principios enunciados en el epígrafe 2.9 del capítulo II. Las variables independientes fueron “desgaste” y “Fuerza”, las cuales están relacionadas con los valores de dureza.

3.6.1. Análisis del comportamiento de la dureza en relación al desgaste

A partir de las bases de datos del experimento fue posible obtener el comportamiento de las medias y los residuos de las variables desgaste y dureza, en la tabla 2 del anexo 3, se reflejan los valores estimados para las medias de desgaste y dureza.

La tabla ANOVA descompone la variabilidad de HV en las contribuciones debidas a varios factores. Puesto que se ha elegido la suma de cuadrados Tipo III (valor por

defecto), se ha medido la contribución de cada factor eliminando los efectos del resto de los factores. Los P-valores comprueban la importancia estadística de cada uno de los factores. Dado que ningún P-valor es inferior a 0,05, ninguno de los factores tiene efecto estadísticamente significativo en HV para un nivel de confianza del 95,0%.

En la figura 3.12 se muestra el comportamiento de la dureza con relación al desgaste.

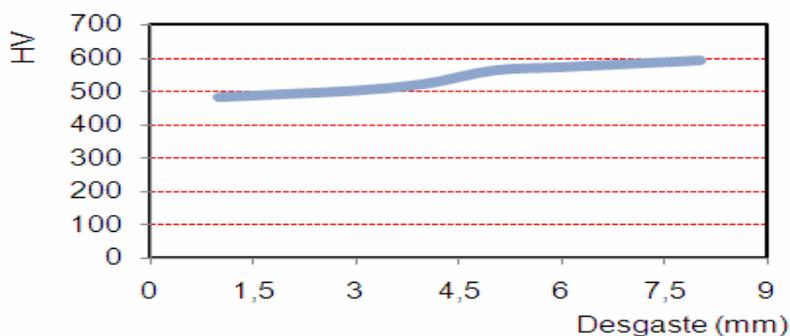


Figura 3.12. Comportamiento de la dureza con relación al desgaste.

La curva ajustada del comportamiento es: $HV = 17,5x + 457,5$ y el coeficiente de correlación $R^2 = 0,9608$.

Al estimar el error del modelo experimental con el calculado existe diferencia estadísticamente significativa entre las medias de las dos muestras para un nivel de confianza del 95,0 %.

Los resultados expuestos demuestran que se mantiene la tendencia a incrementar la dureza en la medida que aumenta el desgaste. Se confirma el incremento del tensionamiento de la red y el endurecimiento del material, puesto que el mismo ofrece mayor resistencia a la penetración una vez deformado plásticamente.

Además está condicionado por la aptitud del material para adquirir dureza por trabajo de deformación en frío. Se puede plantear que la variable desgaste, es significativa para lograr el endurecimiento de acero AISI 1045 tratado térmicamente y sometido a proceso de desgaste abrasivo.

3.6.2. Análisis de la Varianza

Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. Se

desarrolló el análisis a partir de la ecuación 2.24, epígrafe 2.10.2, capítulo II del presente trabajo.

En la tabla 3 anexos 3, se refleja el comportamiento del análisis de dicha varianza. La salida muestra los resultados del ajuste al modelo lineal para describir la relación entre HV y desgaste. La ecuación del modelo ajustado es:

$$HV = 459,333 + 34,6667 * \text{desgaste}$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01, existe relación estadísticamente significativa entre HV y desgaste para un nivel de confianza del 99 %. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 93,6259 % de la variabilidad en HV. El coeficiente de correlación es igual a 0,967605, indicando una relación relativamente fuerte entre las variables. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 11,9257.

El error absoluto medio (MAE) de 8,16667 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es superior a 0,05, no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos.

3.6.3. Análisis del comportamiento de la dureza con relación a la fuerza

Se realiza una valoración de la influencia que ejerce la dureza sobre la dureza, se calculan varios estadísticos y gráficos para cada muestra, y ejecutará varias pruebas para determinar si existen diferencias estadísticamente significativas entre muestras. En la figura 3.13 se muestra el comportamiento de la dureza con relación a la fuerza.

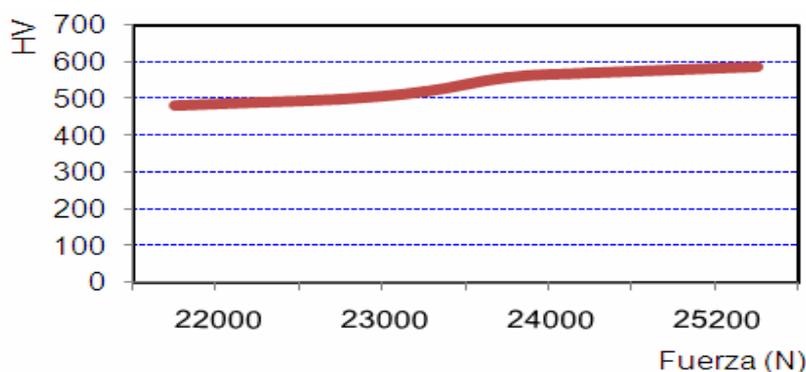


Figura 3.13. Comportamiento de la dureza con relación a la fuerza.

La curva ajustada del comportamiento es: $HV = 17,5x + 457,5$ y el coeficiente de correlación $R^2 = 0,9608$.

Al estimar el error del modelo experimental con el calculado existe diferencia estadísticamente significativa entre las medias de las dos muestras para un nivel de confianza del 95,0 % (tabla 4 anexo 3).

3.6.4. Análisis de la Varianza

Se realizó el análisis de la varianza del comportamiento de la dureza en relación con la fuerza. Los resultados se muestran en la tabla 5 del anexo 4.

La salida muestra los resultados del ajuste al modelo lineal para describir la relación entre HV y Pn. La ecuación del modelo ajustado es:

$$HV = -243,452 + 0,0327563 \cdot Pn$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01, existe relación estadísticamente significativa entre HV y Pn para un nivel de confianza del 99 %.

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 95,0192 % de la variabilidad en HV. El coeficiente de correlación es igual a 0,974778, indicando una relación relativamente fuerte entre las variables. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 10,542. Este valor puede usarse para construir límites de la predicción para las nuevas observaciones.

El error absoluto medio (MAE) de 7,75944 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es superior a 0,05, no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos.

El incremento de la dureza en las probetas, de 480 a 590 HV, se produce entre otras causas, por la reducción que provoca en el tamaño del grano la acción de las cargas por rodadura. Los bordes de los granos son una barrera para el desplazamiento de las dislocaciones (Callister; 1999, Guliáev; 1978, Subramanyam et al., 1999 y Buraya, 2001). Al reducirse el tamaño de grano, aumenta el número de barreras que frenan el desplazamiento de las dislocaciones; esto se debe a que el desorden atómico existente

en el borde de grano traerá como resultado una discontinuidad de los planos de deslizamiento de un grano a otro. Es decir, la reducción del tamaño del grano ferrítico lo hace más duro y más resistente debido a que aumenta el área total de fronteras de grano que impiden el movimiento de las dislocaciones (Alfonso, 2002).

3.7. Valoración Económica

Al abordar la valoración técnico económico del proceso de desgaste abrasivo en los pasadores, se parte del hecho que durante la fabricación de muestras intervienen en el mismo proceso de maquinado como: corte, preparación de muestra para análisis químico, análisis metalográfico, mano de obra, técnico de laboratorio. Todo ello sin dudas repercute económicamente en el proceso. La determinación de las consecuencias negativas del desgaste, condiciona un funcionamiento más eficiente en la maquina en general.

Para la estimación de los costos de fabricación que se desean determinar se parte de la metodología del cálculo del costo de fabricación conocida como “Ficha para costos, precios y su componente en pesos convertibles” que en formato de hoja de cálculo se utiliza como Norma empresarial en la Empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche” de Moa, para calcular las fichas de costo. Dicho documento, elaborado conjuntamente por los Ministerios de Finanzas y de Economía y Planificación, es por el cual se rige la empresa, realizando sus adecuaciones según las características particulares de cada tipo de pieza.

La metodología empleada está destinada para el estimado del cálculo del costo de fabricación para diferentes procesos tecnológicos que se llevan a cabo en dicha industria, posee además una amplia y actualizada base de datos que comprende tarifas salariales, máquinas herramienta y sus consumos de energía eléctrica, precios de materiales, entre otros, resulta factible emplear esta norma por cuanto posee una base de información de larga data en dicha empresa. La valoración económica aparece en la tabla 6 del anexo 4.

Los costos generales que se generan durante el proceso de elaboración de las muestras son:

Costo total de materiales: \$ 26,012



Costo por operario: \$ 21,28

Salario complementario: \$ 2,128

Aporte a la seguridad social: \$ 23,408

Gasto de energía eléctrica: kW 17,1

Costo de la energía eléctrica: \$ 177,81

3.8. Valoración del impacto medio ambiental

La industria extractiva en lo que se refiere a la explotación de los minerales no metálicos y materiales de construcción se ha convertido en la segunda mitad del siglo XX en una actividad a considerar en sus impactos negativos sobre el medio ambiente.

Si se considera las pérdidas de eficiencia y el aumento en el consumo de energéticos, así como el reemplazo de piezas desgastadas y los tiempos muertos de la maquinaria; puede determinarse su impacto económico. Por ello, en la actualidad la industria en general, se ha interesado en el estudio de los fenómenos y beneficios tribológicos, que se pueden tener, si son bien aplicados.

Durante la preparación de las muestras, hay que elaborarla por el proceso de maquinado, en el mismo se produce gran cantidad de desechos sólidos, estos desechos en forma de virutas al ser depositados en un lugar específico alteran el equilibrio de ese pequeño ecosistema, ya que en su composición poseen elementos que pueden ser lixiviables, bajo la acción de las temperaturas altas y las lluvias, pasan a las aguas subterráneas contaminándolas. Además en el taller se consume una gran cantidad de energía eléctrica, la cual se toma de la red nacional convirtiéndose en gasto de combustible y contaminación atmosférica debido al proceso de combustión para generar energía.

El empleo de tratamientos térmicos para lograr durezas superficiales en las piezas conlleva al menos a un mayor consumo de energía eléctrica donde casi siempre la pieza adquiere un temple volumétrico (como en el caso del temple y revenido) con el lógico despilfarro de energía, también porque emplean equipos que son altamente consumidores de energía eléctrica.

Adicionalmente, para diferentes variantes de tratamiento térmicos se utilizan en ocasiones una serie de productos químicos y de combustibles, sólidos y gaseosos, que

generan gases contaminantes al medio ambiente (vapores de sales, monóxido de carbono), además de desechos sólidos (grasas sólidas, aceites, restos de combustibles líquidos). También es conocido que la mayor parte de los residuos generados por la industria de tratamiento térmico proviene de los baños usados (por ejemplo, soluciones de cianuro), agentes enfriadores empleados, aguas residuales de la limpieza de piezas, medios abrasivos utilizados, material refractario y procesos de revestimiento que en mayor o menor medida afectan sensiblemente a la salud humana y son potencialmente peligrosos como agentes contaminantes del entorno. Las implicaciones económicas y sociales que todo esto representa son universalmente conocidas, así como de los esfuerzos que a numerosas instancias se hacen en Cuba para disminuir el impacto negativo que estas tecnologías poseen.

3.9. Conclusiones del capítulo 3

- La interrelación entre el casquillo y el pasador interactuando con el material laterítico, provocan tensiones de compresión y tracción endureciendo superficialmente el acero AISI 1045 tratado térmicamente, así como variaciones en la macro y microdeformación por efecto de la deformación reticular.
- Durante el proceso de desgaste por fricción rodadura se forman tres capas; la primera está relacionada con el extremo del pasador con una dureza de 480 HV; la segunda es la que se forma por efecto del borde del casquillo al deslizarse sobre el pasador con dureza de 560 HV y la tercera es la que se forma en toda la superficie del pasador con una dureza de 590 HV.
- Las micrografías de los pasadores muestran que estos poseen en su superficie antes de su vida útil una microestructura martensítica y después de su vida útil se aprecia una disminución en el tamaño de los granos hasta el número 11 en dicha superficie, debido a la deformación plástica por el efecto de la rodadura y el desgaste abrasivo.



Conclusiones Generales

- Se establecieron las regularidades del comportamiento mecánico y funcional del acero AISI 1045 tratado térmicamente y que desgasta producto del deslizamiento/rodadura alcanzando valores de dureza producto de la deformación plástica superficial de hasta 590 HV.
- En las microestructuras obtenidas se observa que a pesar del pasador estar tratado térmicamente, su estructura martensítica presenta variación en el tamaño de los granos por efecto de la compresión dinámica y por el efecto de la acritud.
- La ocurrencia del mecanismo de deslizamiento se produce a consecuencia del tensionamiento de la estructura cristalina de la red, la reducción del tamaño promedio de los granos, y el aumento de la acritud y de los parámetros que caracterizan la capacidad de endurecimiento del material como resultado del trabajo de deformación en frío.
- Al estimar los gastos en lo que incurre la preparación de las muestras para determinar la incidencia del desgaste en el pasador considerando mano de obra, materiales y energía eléctrica es de \$ 177,81.



Recomendaciones

- Analizar la posibilidad de emplear otro material en la fabricación de los pasadores, el cual permita incrementar la vida útil del mismo y evitar las roturas en los equipos de laboreo minero.
- Seguir profundizando en el estudio de la deformación plástica en frío como alternativa tecnológica de endurecimiento de piezas y disminuir los tratamientos térmicos que provocan efectos negativos al medio ambiente y consumidores de portadores energéticos.
- Considerar en futuras investigaciones la posibilidad de establecer un sistema de mantenimiento entre el casquillo y el pasador y disminuir el proceso de desgaste abrasivo.

Referencias bibliográficas



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Alcántara, D.; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas deformadas por rodadura en los equipos de laboreo minero. 21 (01) 26 – 32, 2008. www.uni.edu.ni/Nexo. Consultado el 4 de julio 2008.
2. Alcántara, D.; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas superficiales deformadas plásticamente por el desgaste en elementos circulares. 17 (4) 1 – 4, 2009. <http://www.ciencias.holguin.cu/> Consultado el 2 de Febrero de 2009.
3. Álvarez, E., Máquina para el estudio del desgaste abrasivo en pares tribológicos. Construcción de Maquinaria. UCLV. Año 20. N 2. Mayo - Agosto. 1999. p 69 - 76.
4. Álvarez, E.; Lancestremere, J.; Mareglia, J.; Barr, J., Fundamentos de la trafilación. Tecnología Mecánica II. Universidad de Buenos Aires. Facultad de Ingeniería, 2004.
5. Allen, C.; Sheen, M.; Williams, J.; Pugsley, V., The wear of ultra fine WC-Co hard metals. Wear. 250 (125) 604 – 610, 2001.
6. Archard, J., Contact and rubbing of flat surfaces. Journal of Applied Physics. 24, 981 – 8, 1953.
7. Alfonso, E., Apuntes sobre la interrelación composición microestructura y propiedades del acero. Monografía. Universidad de Matanzas. 2002.
8. ASTM 1992, ASM Handbook Vol. 18, Friction, Lubrication, and Wear Technology, ASM International. USA
9. Badiola, V., Materiales. Departamento Ingenierías Mecánica, Energética y de Materiales, Diseño de Máquinas I, 2004, España.
10. Ball, A., On the Importance of Work Hardening in the Design of Wear Resistant Materials", Wear 91, 1983, págs. 201.
11. Bansal, P.; Shipway, P.; Leen, S., Residual stresses in high-velocity oxy-fuel thermally sprayed coatings - Modelling the effect of particle velocity and temperature during the spraying process. Acta Materialia. Vol. 55, 2007, pp. 5089 - 5101.
12. Barinov, N.; Landa, A., Metalurgia y metalografía - 1ed -. Editorial MIR. Moscú. 1976. P 149 - 150.



13. Barceinas, S.; Juárez, H., *Propiedades, Fortalecimiento y comportamiento de los Materiales*, Capítulo IV, 2001.
14. Beck, P., *A Quarterly Supplement of the Philosophical Magazine*. 13 (11) 245 – 324, 1954.
15. Beck, P.; Sperr, Y., *Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum*, *Journal of Applied Physics*, Vol. 21, pp. 150 – 152, 1950.
16. Belozarov, V.; Legeida, S.; Makhatilova, A., *An edge effect in work piece hardening by Seller burnishing*, *Vestn. Mashinostr.* 24 (4) 46 – 48, 1993.
17. Bergström, Y.; Aronsson, B., *The application of a dislocation model to the strain and temperatura dependence of strain hardening exponent in the Ludwik-Hollomon relation between stress and strain in mild steels*. 3 (1) 1951 – 1957, 1972.
18. Belyakov, A.; Kaibyshev, R.; Sakai, T., *New grain formation during warm deformation of ferritic stainless steel*. *Metall. Trans.A.* 29 (1) 161 – 167, 1998.
19. Bengton, U., *Design requirements materials properties a basic for materials selection*. American society for testing. USA: 230 - 250, 1991.
20. Bergström, Y.; Aronsson, B., *The application of a dislocation model to the strain and temperatura dependence of strain hardening exponent in the Ludwik-Hollomon relation between stress and strain in mild steels*. 3 (1) 1951 – 1957, 1972.
21. Bermúdez, M., *Erosión–corrosión de tantalio y aceros inoxidable*, *Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales*, Madrid, España, 2003.
22. Birkholz, M., *Thin film analysis by X – Ray scattering*. Wiley VCH, 2006.
23. Boada, O., *Métodos tecnológicos para aumentar la durabilidad de las piezas*, *Revista Construcción de Maquinaria*, Año 10, No. 3, Septiembre - Diciembre 1985, Cuba.
24. Boada, O., Díaz, S., Campos, Y. “*Estudio del estado físico-mecánico de superficies tratadas por deformación plástica superficial*”, *Revista Ingeniería Mecánica*, Instituto Superior Politécnico José Antonio Echevarría (ISPJAE), Volumen 6, No. 2, Mayo - Agosto 2003, P 53 - 58, Cuba. ISSN 1029 - 516X.
25. Bocher, P.; Jonas, J., *Characteristics of nucleation and growth during the dynamic recrystallization of a 304 stainless steel*”, *Proc. of 4th Conf. on recrystallization and related phenomena*, Ed. T. Sakai y H. G. Suzuki, J.I.M., pp. 25-35, 1999.



26. Borland, D.; Bian, S., Unlubricated Sliding Wear of Steels: Towards an Alternative Wear Equation, *Wear*, 209, 171-178, 1997.
27. Bower, A.; Johnson, K., The Influence of Strain Hardening on Cumulative Plastic Deformation in Rolling and Sliding Line Contact. *J. Mech. Phys. Solids*. Vol. 37, no. 4. P 471 - 493. 1989.
28. Box, G.; Hunter, W.; Hunter, J., *Estadística para experimentadores*. Editorial Reverté. Barcelona, 1989.
29. Burke, J.; Turnbull, D., *Recrystallization and grain growth*, London Pergamon Press. Ltd. 1990.
30. Buraya, D., Crystal Structure Analysis. Department of metallurgical and materials engineering. *Materials science and engineering*. 4 (3) 12 – 20, 2001. Disponible en la World Wide Web. <http://euclid.ii.metu.edu.tr/~mete222/index.htm>.
31. Bhushan, B., *Modern Tribology Handbook*, vol. 2: Materials, Coatings & Industrial Applications, CRC Press, 1275 - 1297, 2001.
32. Blau, P., *Lubrication and Wear Technology*, Glossary of Terms in ASM Handbook. Vol. 18 Friction, printed in USA, 1992, p. 942.
33. Caballero, F.; Bhadeshia, H.; Mawella, K.; Jones, D.; Brown, P., Design Of Novel High Strength Bainitic Steels *Mat. Sci. Technol.*, 17 (5) 12 - 22, 2001.
34. Cabrera J.; Alomar, A.; Jonas, J.; Prado, J., Modelling the flow behaviour of a medium carbon microalloyed steel under working conditions, *Metal and Mater Trans. A*. 28 (5) 2233 – 2244, 1997.
35. Callister, W., *Materials Science and Engineering. An Introduction*. Fifth Edition. Department of Metallurgical Engineering. University of Utah John Wiley & Sons, Inc. 1999. 8195 p. ISBN 0 – 471 - 32013 - 7.
36. Caraballo, M., Comportamiento físico del acero Hadfield, en presencia de cargas explosivas. *Revista Minería y Geología*. XX (2) 35 – 40, 2004.
37. Caubet, J., *Teoría y Práctica Industrial del rozamiento*. España, 1971.
38. Clauser. H. R. *Diccionario de materiales y procesos de ingeniería*. Editorial Labor S.A. Barcelona. 1985.
39. Coromant corokey., *Guía de aplicación de herramientas*. pp 38 – 43, 1996.



40. Courtney, T., Mechanical Behaviour of Materials, 2nd. Ed., McGraw-Hill Companies, Inc., Singapore, 2000, p. 733.
41. Chacín, F., Diseño y análisis de experimentos I. Ed. FEPUVA – UCV. Caracas, Venezuela. 2000. p 388.
42. Davidienkov, N., Analysis of the state of stress in the neck of a tension test specimen. En Proceedings of American Society of Testing Materials. Tomo 46, pp 1147 – 1158, 1946.
43. Deuis, R.; Subramian, C., Three-body abrasive wear of composite coatings in dry and wet environments, Wear 214, 1998, pg. 112-130.
44. Díaz, S.; Boada, O., Caracterización del bruñido por rodillo simple en la elaboración del acabado superficial de piezas. Revista Centro Azúcar, Universidad Central de Las Villas, No. 4, Octubre -Diciembre 2004. ISSN 0253-5757.
45. Díaz, S.; Robert, T., Efecto del bruñido por rodillo simple en el acero AISI 1045, Revista Ingeniería Mecánica. Tecnología y Desarrollo, Sociedad Mexicana de Ingeniería Mecánica A. C. 2 (7), Año 4, Septiembre 2005.
46. Díaz, L., Desgaste por rodadura en los pasadores de esteras de los tractores KOMATSU D 85 P – 21. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2007.
47. El Axir, M.; Ibrahim, A., Some surface characteristics due to center rest ball burnishing, Journal of Materials Processing Technology. 167 (1) 47 - 53, 2005.
48. Estrin, Y.; Mecking, H., A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models, Acta Metallurgic. 32 (1) 57 – 70, 1984.
49. Evans, A.; Gulden, M.; Rosenblatt, M., Proceedings of the Royals Society London. Ser. A 361 (1978) p 343.
50. Ewing J., Rosenhain W., Philosophical Transactions of the Royal society A. 195 (23) 279 – 301, 1900.
51. Ewing J.; Rosenhain W., Philosophical Transactions of the Royal Society. 65 (11) 85 – 90, 1899.



52. Feng, Z.; Ball, A., The erosion of four materials using seven erodents – towards an understanding. *Wear*. Vol. 233 – 235, 1999, pp. 674 – 684.
53. Fernández, T., Comportamiento de las variaciones mecánicas superficiales mediante la Deformación Plástica por rodadura. Trabajo de Titulación de Maestría, ISMMM, 2007, Cuba
54. Fernández, T.; Alcántara, D.; Rodríguez, I., Procedimiento para endurecer el acero 45 mediante la deformación plástica con rodillo simple. 28 (1) 15 - 21, 2008(a).
55. Fernández, T.; Alcántara, D.; Rodríguez, I., Estructura cristalina del acero AISI 1045 deformado plásticamente. 1 (5) 12 – 13, 2009. <http://www.ciencias.holguin.cu/>
56. Fernández, T.; Alcántara, D.; Rodríguez, I., La Deformación Plástica Superficial por rodadura como método de endurecimiento. *NEXO*. 21 (01) 01 – XX, Mayo 2008.
57. Fleischer, F. *Tribología y Fiabilidad*. Mandeburgo .1985.
58. Gatzanis, E., The abrasion and abrasion - corrosion properties of 9 % chromium steel, *Wear* 165, 1993, pp 213 – 220.
59. Gavard, L.; Montheillet, F., Dynamic recrystallization and grain refinement in a high purity 304l type austenitic stainless steel”, *Matériaux & Techniques*, nº 5 – 6, pp. 65 – 68, 2000.
60. Galopakrishnan, P., Interrupted boriding of medium carbon steel, *Metallurgical and material transactions*, vol. 33A, 1475, 2002.
61. Gourdet, S.; Montheillet, F., An experimental study of the mechanism during deformation of aluminium, *Materials Science and Engineering*. A 283 (151) 274 – 288, 2000.
62. Govantes, G.; Rodríguez, G., Relación entre el desgaste abrasivo, composición química y propiedades mecánicas de una familia de aceros inoxidables Al Cr - Ni-Cu - Al. 1 (1) 21-26, 1989.
63. Gulden E., Rosenblatt M.E., *Proc. R. Soc. Lond.*, Ser. A361 (1978) 343.
64. Guliaev, A., *Metalografía*. Tomo I. Moscú. Editorial MIR. 1983. p. 53 - 89.
65. Guliaev, A., *Metalografía*. Tomo II. Moscú. Editorial MIR. 1983. p 17 – 22.
66. Gutiérrez, F.; De la Vara, R., *Análisis y Diseño de Experimentos*, Mc Garw Hill, 1ª edición. México. 2003. pp 237 – 264.



67. Hendry, J.; Rudd, D.; Seader, J., Synthesis in the design of chemical processes, AIChE J. 19 (1) 13 – 17, 1973.
68. Hein, L.; Shewmon, P., Effects of hardness on solids particles erosion mechanisms in AISI 1060 steel. Wear 89,291 – 302. 1983.
69. Hilpert, M.; Wagner, L., Corrosion fatigue behaviour of the high strength magnesium alloy AZ 80, Journal of materials engineering and performance. 9 (4) 402 – 407, 2000.
70. Hoffman, O.; Sachs, G., Introduction to the theory of plasticity for engineers. McGraw-Hill Book Co., New York., N.Y., 1953. pp 45 – 70.
71. Hoyos, J., Fricción interna en aceros templados y revenidos. Tesis de Maestría en Ingeniería. Universidad Nacional de Colombia, (2008) 40 – 95.
72. Hu Nai Sai.; Zhou Hui Jiu., The effect of surface plastic deformation on fatigue strength and its mechanism. The Research Institute for Strength of Metals. 11 (3) 156 – 163, 2002.
73. Humphreys, F.; Ferry, M., Applications of electron backscattered diffraction to studies of annealing of deformed metals, Materials Science and Technology, Vol. 13, pp. 85 - 90, 1997.
74. Hutchings, I., Solid Particle Erosive Wear Testing, ASM Handbook, Vol. 8 Mechanical Testing and Evaluation, 2000, pp. 728 – 751.
75. Hlavacek, V., Journal Review: Synthesis in the design of chemical processes, computational. Chem. Eng. 2 (67) 12 – 19, 1978.
76. Janos, B.; Lugscheider.; E.; Remer, P., Effect of thermal aging on the erosion resistance of air plasma sprayed zirconia thermal barrier coating. Surface and Coatings Technology. Vol. 113, 1999, pp. 278 – 285.
77. Jeffries, Z.; Archer R., The science of metals, London, McGraw Hill Book Co. Inc. 1924.
78. Kato, K., Three dimensional shape effect on abrasive wear. Journal of Tribology. 108, 346 - 51. 1986
79. Key to Steel. Influence of Alloying Elements on Steel Microstructure. Key to Steel Web Site. 2002. Disponible en la World Wide Web en: <http://www.key-to-steel.com/>.



80. Kim, C.; Massa, T.; Rohrer, G., Modeling the relationship between microstructural features and the strength of WC-Co composites. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. Vol. 24, 2006, pp. 89 - 100.
81. Korotcishe, L., Procesos progresivos en la deformación plástica superficial por rodadura. Mir. Moscú. 1989. P 53 - 64.
82. Kragelski, I., Friction and Wear. Butterworth, London 1978.
83. Kragelski, I.; Kombatov, V., Fundamentos de los cálculos de fricción y desgaste, Mashinoestroyeniye, Moscú. 1982.
84. Krauss, G., Deformation and fracture in martensitic carbon steels tempered at low temperatures, *Metallurgical and Material Transactions A*, 32 A (2001) 861 – 877.
85. Kruschov, M., Resistance of metals to wear by abrasion, as related to hardness. "Proceedings of Conference on Lubrication and Wear". London. P 55 - 59. 1957.
86. Lajtin, Y., Metalografía y tratamiento térmico de los metales. 1ed. Editorial Mir Moscú. 1973. P 359 – 360.
87. Lamparter, P., Crystallite sizes and micro strains from x - ray diffraction line profile analysis. 40 (11) 145 – 150, 2000.
88. Laasraoui, A.; Jonas, J., Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rate, *Metallurgical Transactions*. 22 (13) 1545 – 1558, 1991.
89. Lawn, B.; Evans, A.; Marshal, D., Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Median/Radial Crack System. *Journal of the American Ceramic Society*. Vol. 63, No. 9 – 10, 1979, pp. 574 – 581.
90. Levin, B., Weld Overlay Coatings for Erosion Control, *Wear* 181 – 183, pp 810 – 820. 1995.
91. Lim, D., El efecto del grado de endurecimiento por deformación plástica en la fricción y el desgaste durante la abrasión. *Wear*. 13 (2) 91 – 97, 1969.
92. Lin, Y.; Yan, B.; Huang, F., 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, 2001.
93. Lubliner, J., Plasticity Theory. University of California at Berkeley. 1986. Chapter 2, P 77 - 86.



94. Márquez, M., Diseño de una máquina tribológica para pruebas de desgaste abrasivo severo, Tesis de Maestría, SEPI ESIME IPN, México, Febrero de 2002.
95. Martínez, C., Ingeniería de Lubricación y Tribología. Fundamentos de tribología. P 29 - 36, 43 - 47. 2006.
96. Martínez, F.; Martínez, H., Relación entre la resistencia máxima y el desgaste abrasivo en los aceros al carbono. 5 (2) 57 – 73, 1982.
97. Medina, S.; Hernández, C., General expression of Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels, Acta Mater. 44 (1) 137 – 148, 1996.
98. Mecking, H.; Kocks, U., Kinetics of flow and strain – hardening, Acta Met. 29 (4) 1865 – 1875, 1981.
99. Montheillet, F., Modeling discontinuous and continuous dynamic recrystallization, J. J. Jonas Symposium on Thermomechanical Processing of Steel, Ed. Yue S. y Essadiqi E., pp. 297 – 309, Ottawa, 2000.
100. Moya, J., Investigación teórico - experimental de la influencia del proceso de rodilado en las cualidades microgeométricas y físico - mecánicas del acero 30XH3A", Trabajo de Titulación de Maestría, UCLV, 1996, Cuba.
101. Moreno, P., Una teoría discreta de dislocaciones en redes cristalinas. Dpto. Mecánica de medios continuos. Universidad de Sevilla. Obtenido de la Red mundial el Lunes 28 de Febrero de 2005.
102. Murthy, R.; Kotiveerachari, B., Burnishing of metallic surfaces a review. Regional Engineering Collage. Precision Engineering USA, 3 (3) 172 – 179. 1981.
103. Nam P. Suh, Tribophysics, Edit. Prentice Hall, USA. 1994.
104. Nakashina, H.; Terada, D.; Yoshida, F.; Hayakawa, H.; Abe, H., EBSP analysis of modified 9 Cr – 1 Mo martensitic steel, ISIJ International, Vol. 41, Supplement, pp. S 97 – S 100, 2001.
105. Neale, M., Guide to Wear Problems and Testing for industry, William Andrew Publishing, 2001. UK
106. Nes, E., Modelling of work hardening and stress saturation in FCC metals, Progress in Materials Science. 41 (18) 129 – 193, 1998.



107. Niberk, A., Resistencia al desgaste de guías tratadas por rodilado, Máquinas Herramienta, No. 5, 1987, P 25 - 26, URSS.
108. Ogburn, F., Roll to the finish, Cutting Tool Engineering. USA. 53 (6) 54 – 57, 2001.
109. Ostle, B., Estadística Aplicada. Limusa - Wiley, México, 1975, Cap. 10.
110. Pande C., Act Metallurgic. 35 (11) 2671 – 2678, 1987.
111. Park, J.; Kim, K.; Chung, J.; Ok, S., Deformed – induced austenite to ferrite massive transformation in medium carbon steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 39 A, 235 – 242, 2008.
112. Pero-Sanz, J., Ciencia de los materiales. Metalurgia Física: Estructura y Propiedades, Editorial DUSSAT SA, 2000, 3ra Edición. p 393 - 502. España.
113. Peter, A.; Aldrich-Smith, A., Corrosion-wear mechanisms of hard coated austenitic 316 L stainless steel. Wear 256 (2004) 491 - 499.
114. Pickering, F., Proceedings of High Manganese Steel, ASTM A 128 AB. Edited by Foct and A. Hendry, Institute of Metals. 1996. 34 p.
115. Ponge, D.; Gottstein, G., Necklace formation during dynamic recrystallization: mechanisms and impact on flow behavior. Acta mater. Vol 46, No. 1, pp. 69-80, 1998.
116. Prasad, Y.; Ravichandran, N., Effect of stacking fault energy on the dynamic recrystallization during hot working of FCC metals: a study using processing maps Bull. Mater. Sci., Vol. 14, No. 5, pp. 1241 – 1248, 1991.
117. Rabinowics, E., Friction and Wear of materials. Jonh Wil. 1985.
118. Randle, V., Application of electron backscatter diffraction to steel products”, Ironmaking and Steelmaking, Vol. 21, No. 3, pp. 209 – 214, 1994.
119. Raymond, G.; Bayer, H., Mechanical wear prediction and prevention, Edit. Marcel Dekker, 1994. USA.
120. Robbin, J.; Shepard, O.; Sherby, O., Torsional Ductility and Strength of Iron-Carbon Alloys at Elevated Temperature, Trans. ASM 60, pp. 205 - 216, 1967.
121. Rodríguez, C., Tratamientos superficiales contra el desgaste. Grupo de Tribología. Dpto. Mecánica y Diseño. Facultad de Ingeniería Mecánica. Universidad de Oriente. 2009.



122. Rose, S., Rolling a superior finish, T&P Shop Talk, Tooling & Production Magazine, Issue March 2000, USA, Obtenido de la Red mundial el 25 de marzo del 2003, <http://www.manufacturingcenter.com/tooling/archives/0300/0300tp.asp>.
123. Sagaró, R.; Gómez, J.; Espinosa, L.; Carvajal, H., Rodríguez, C., Mecanismo de desgaste de materiales metálicos para martillos de molinos debido a la acción de partículas erosivas. Tecnología Química Vol. XXVII (2) 41 - 47, 2007.
124. Sarache, L., Diseño de experimentos y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, Revista Ingeniería Industrial. 4 (5) 585 – 590. 2004.
125. Suárez, A., Resistencia al desgaste abrasivo del hierro fundido de baja aleación. Boletín de información científico técnico. La Habana, No 2: 40 - 54, 1988.
126. Schaller, R.; Fantozzi, G.; Gremaud, G., Mechanical spectroscopy Q-1, Trans Tech Publications, (2001) 437 – 450, 2001.
127. Smelianky, V.; Kalpin, Y.; Barinov, V., Empleo de las posibilidades plásticas de los metales en la capa superficial de las piezas durante la elaboración por rodilado exterior. Revista "Novedades de la Construcción de Maquinarias". Moscú. pp 54 - 58. No. 8. 1990. URSS.
128. Smelianky, V.; Blumenstein, V., Technological succession mechanics succession appropriateness's of the plasticity resource exhaustion at the stage of surface plastic deformation. International Conference. 37 (5) 461 – 472, 2001.
129. Shipway, P.; Hutchings, I., Measurement of coating durability by solid particle erosion Surface and Coatings Technology. Vol. 71, 1995, pp. 1 – 8.
130. Stewart, M., The hot deformation of austenite, ed. By J. B. Ballance, pp. 47 – 68, AIME, New York, 1977.
131. Stüwe, H.; Ortner, B., Recrystallization in hot working and creep", Metal Sci., Vol. 8. pp. 161 – 167, 1974.
132. Taylor, P., Proc. R. Soc. Lon. A **275**, 200. 1963.
133. Tenenbaum, M., Soprotiblenia abrasinovomu iznachibanio. Machinoestroenia. 1966.
134. Tylczak, J., Abrasive wear in ASM Handbook, Vol. 18 Friction, Lubrication and Wear Technology, printed in USA, 1992, p. 942.



135. Tubielewicz, K.; Zaborski, A., Top layer of enhanced quality steel after burnishing, *Tribología*. 28 (5 – 6), 956 – 962, 1997.
136. Tubielewicz, K.; Jezierski, J.; Znorko, D., Calculation pressures and the contact field in the contact zone of a burnishing roller and worked material, *Prace Naukowe Instytutu Technologii Maszyn i Automatykacji Politechniki Wrocławskiej*, No. 76, 2000, Pages 93 - 99, Poland.
137. Varela, A., Presentación de Metalurgia Física II. Octubre de 2003. Disponible en el World Wide Web. <http://www.metallography.com/bboard/forum.html>
138. Vaughan, R.; Ball, A., *Hard Mater.* 2 (3 – 4) 1991 257 – 269.
139. Verdeja, L.; González, R., El desgaste de materiales en el crisol de horno alto: conceptos generales. *Revista de minas*. Madrid: No 13 y 14, 1996.
140. Wada, S.; Ritter, J., *Erosion of Ceramic Materials* 71 Trans Tech Publications, Zurich, 1992.
141. Wang, J., Effect of Martensite and Austenite on Grinding Media Wear, *Wear* 122, 1998, págs. 285 - 299.
142. Wiederhorn, S.; Lawn, R., Strength Degradation of Glass Impacted with Sharp Particles: I, Annealed Surfaces. *Journal of the American Ceramic Society*. Vol. 62, 1979, pp. 66 – 70.
143. Westerberg, A., A Review of Process Synthesis, en *Computer Applications to Chemical Engineering*, R.G. Squires and G.V. Reklaitis (eds), ACS Symposium Series, 1980.
144. Wilkinson, A., Deformation studies of metal matrix composites using electron backscatter patterns”, *Materials Science and engineering*, Vol. A135, pp. 189 – 193, 1991.
145. Wirojanupatump, P., Abrasion of mild steel in wet and dry conditions with the rubber and steel wheel abrasion apparatus, *Wear* 239 (2000) 91 – 101.
146. Zum-Gahr, K., Formation of Wear Debris by the Abrasion of Ductile Metals, *Wear* 74, 1982, pp 353 – 373.



Listado de símbolos

S -	avance; m/s
C -	superficie inferior del elemento deformante; mm
X -	fuerza radial en el sentido del S del elemento deformante; MPa
A -	capa sin deformar delante del elemento deformante; μm
Y -	fuerza axial que se opone a la flexión del elemento deformante; MPa
R_{per} -	perfil del radio del elemento deformante, mm
W -	desgaste lineal por fatiga; mm
t -	tiempo de trabajo; hr
K -	Coefficiente del desgaste
H_a -	Dureza del material abrasivo; mm
H_g -	Dureza del material desgastado; mm
S_f -	recorrido de la fricción; mm
W_h -	desgaste lineal; μm o mm
I_h -	intensidad lineal del desgaste; mm
r_{med} -	radio medio; mm
F_n -	fuerza normal que actúa sobre el pasador; N
R -	radio del pasador; mm
l -	longitud del pasador; mm
E -	módulo de elasticidad de primer género; MPa
W^I -	velocidad o razón del desgaste; mm/hr
q -	carga que soporta el pasador; N/mm
a -	coeficiente que tiene en cuenta el radio del casquillo y del pasador
E -	módulo de elasticidad de la pieza; MPa



P_p -	fuerza ejercida por el casquillo sobre el pasador; N
R_2 -	radio de la superficie de endurecimiento del pasador; mm
$\sigma_{m\acute{a}x}$ -	tensiones máximas en el área de contacto; <i>MPa</i>
$R_{1,2,3,4}$ -	radios de curvatura del rodillo (R_1 y R_3) y la pieza (R_2 y R_4); mm
n_p -	coeficiente que depende de los radios del casquillo y el pasador
$\sigma_{m\acute{a}x\ aplast}$ -	tensión máxima de aplastamiento; <i>MPa</i>
α -	coeficiente que depende de la relación $\frac{A_1}{B}$
d_1 -	diámetro del casquillo; mm
d_2 -	diámetro de la superficie endurecida; mm
P_n -	peso nominal; N/cm^2
D_p -	grado de penetración; μm o mm
HV -	dureza del material más blando; MPa
R -	radio de la aspereza o del abrasivo; μm o mm
V -	volumen perdido; mm^3
D -	diámetro = $2r$ = diámetro del disco, mm
t -	ancho de la huella de desgaste, mm
I_v -	intensidad volumétrica del desgaste; mm
V -	volumen del material desgastado; mm^3
A_n -	área de fricción nominal; mm^2
σ -	desviación estándar
y_i -	valor de la observación
\bar{y} -	media aritmética
n -	número de observaciones

ANEXOS

Anexo 1



Figura 1. Tractor de estera del tipo Komatsu D 85 P – 21.

Anexo 2

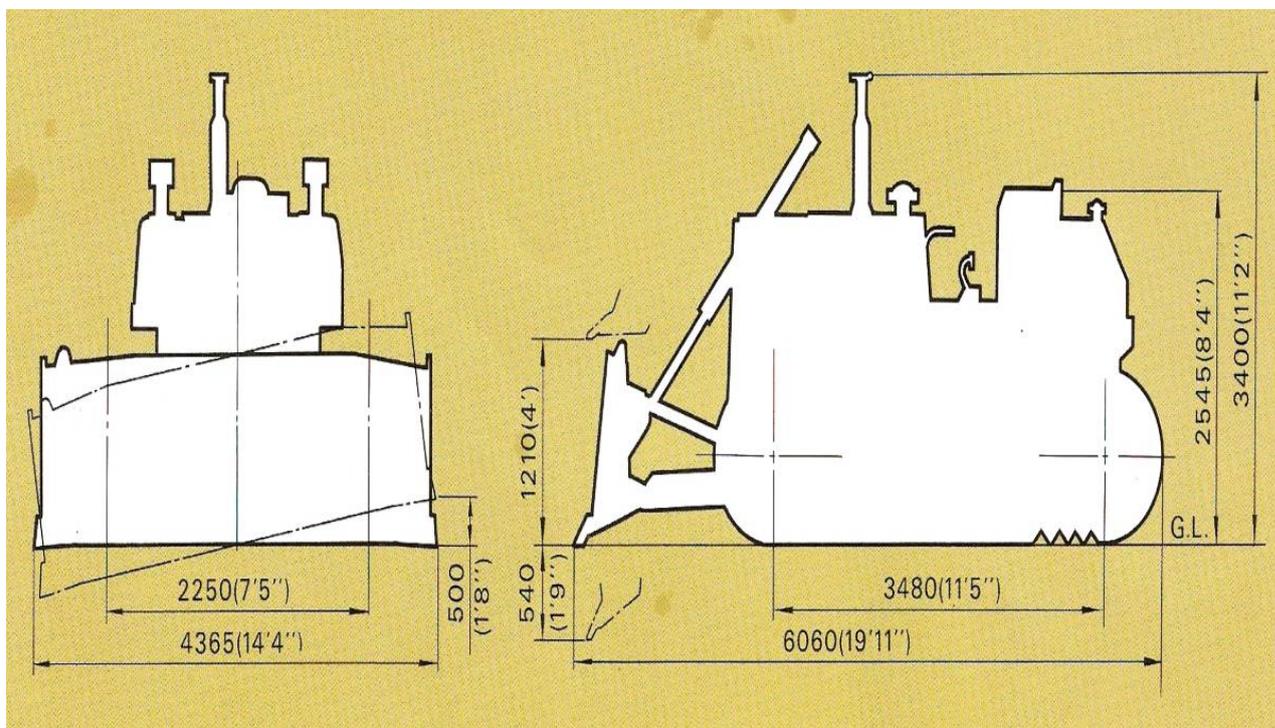


Figura 2. Dimensiones normalizadas del tractor y la cuchilla.

Tabla 1. Pérdidas de masa en las probetas

Tiempo (min)	Masa (g)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa (g)
Probeta 1			
0	49,0998	-----	-----
2	49,0006	0,0992	0,0992
4	48,9366	0,064	0,1632
6	48,8616	0,075	0,2382
Probeta 2			
0	46,2775	-----	-----
2	46,2129	0,0646	0,0646
4	46,1185	0,0944	0,159
6	46,0247	0,0938	0,2528
Probeta 3			
0	40,8765	-----	-----
2	40,7919	0,0846	0,0846
4	40,7338	0,0581	0,1427
6	40,6797	0,0541	0,1968

Anexo 3

Tabla 2. Medias de desgaste y dureza

Análisis de la Varianza para HV - Sumas de Cuadrados de Tipo III					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado Medio	Cociente-F	P-Valor
EFECTOS PRINCIPALES					
A:desgaste	13387,5	7	1912,5		
RESIDUOS	0,0	0			

Tabla 3. Análisis de la varianza para dureza vs desgaste

Análisis de la Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	12534,2	1	12534,2	88,13	0,0001
Residuo	853,333	6	142,222		
Total (Corr.)	13387,5	7			
Coeficiente de Correlación = 0,967605					
R-cuadrado = 93,6259 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 92,5635 porcentaje					
Error estándar de est. = 11,9257					
Error absoluto medio = 8,16667					
Estadístico de Durbin-Watson = 1,71094 (P=0,1634)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = 0,100521					

Tabla 4. Medias de fuerza y dureza

Análisis de la Varianza para HV - Sumas de Cuadrados de Tipo III					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado Medio	Cociente-F	P-Valor
EFECTOS PRINCIPALES					
A:Pn	13387,5	7	1912,5		
RESIDUOS	0,0	0			

Tabla 5. Análisis de la varianza para dureza vs fuerza

Análisis de la Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	12720,7	1	12720,7	114,46	0,0000
Residuo	666,799	6	111,133		
Total (Corr.)	13387,5	7			
Coeficiente de Correlación = 0,974778					
R-cuadrado = 95,0192 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 94,1891 porcentaje					
Error estándar de est. = 10,542					
Error absoluto medio = 7,75944					
Estadístico de Durbin-Watson = 1,36791 (P=0,0600)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = 0,246594					



Anexo 4

Tabla 5. Costo de fabricación de las probetas

Material	Costo de material (\$)	Peso del semiproducto (kg)	Precio (\$)
Acero AISI 1045	1,25	0,5	16,87
Fresa	18,23	0,5	9,11
Hoja de segueta	1,20	0,023	0,027
Lija	1,00	0,005	0,005
Operario	Tarifa (\$)	Tiempo efectivo (h/\$)	Costo (\$)
Cortador	1,54	0,9	1,38
Téc de laborator.	1,78	6,00	10,68
Salario Básico (Sb) = Suma de los costos = \$ 21,28			
Salario complementario Sc = (Sb*0,1) = \$ 2,128			
Aporte a la seguridad social Ss = (Sc+Sb)*0,09 = \$ 23,408			
Gasto de Energía			
Máquinas	Tiempo trab (h)	Potenc máquina kW	Energ consum (kW/h)
Fresadora	4,18	1,1	4,5
Sierra mecánica	0,9	1,5	1,35
Microscopio	2,00	2	4
Pulidora	4,00	1,75	7
Costo Energía			
Sierra Sinfín	$C_{SS} = 250+1,35.0,044.1,9223$		Costo Energía Eléctrica.
Microscopio	$C_M = 250+4.0,044.1,9223$		$C_e = C_f + C_{SS} + C_M + C_P$
Pulidora	$C_P = 250+7.0,044.1,9223$		$C_e = 21+21+21+21 = \$ 84$
Fresadora	$C_{fres} = 250+4,5.0,044.1,9223$		Costo Total
			$CT = P_M + Sb + Sc + Ss + C_e = \$ 177,81$