

**REPÚBLICA DE CUBA
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
“Dr. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA**

Mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura

**Tesis presentada en opción al Grado Científico de Doctor en
Ciencias Técnicas**

Tomás Hernaldo Fernández Columbié

Moa - 2011

**REPÚBLICA DE CUBA
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
“Dr. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA**

Mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura

**Tesis presentada en opción al Grado Científico de Doctor en
Ciencias Técnicas**

M. Sc. Tomás Hernaldo Fernández Columbié

Tutores: Prof. Tit., Lic. Rafael Quintana Puchol, Dr. C.

Prof. Tit., Ing. Asdrúbal García Domínguez, Dr. C.

Prof. Asist., Ing. Félix Morales Rodríguez, Dr. C.

Moa - 2011

AGRADECIMIENTOS

Al Dr C. Miguel Ángel Caraballo Núñez, por orientarme en la realización del trabajo.

A los Drs. C.: Roberto Sierra Pérez, Amauris de los Palacios Rodríguez, Armín Mariño Pérez, del ISMMM por asesorarme técnica y científicamente en la tesis.

Al Dr. C. de la Universidad Central de Las Villas, Rafael Quintana Puchol, por su asesoría científica, por la inmensa impresión que causó en mí, su larga “caminata bajo el sol”, para la realización del trabajo.

Al Dr. C. de la Universidad de Camaguey, Asdrúbal García Domínguez, por su asesoría científica y disposición desinteresada en ofrecerme ayuda.

Al Dr. C. del ISMMM, Félix Morales Rodríguez, por su ayuda incondicional y brindarme sus inmensos conocimientos, para ti “Cucho”, mi más sincero respeto.

Al Dr. C. del ISMMM, Isnel Rodríguez González, decirte que puedes faltar en estos agradecimientos, pero no en mi corazón, gracias por ser el hermanito que no tengo.

A Héctor y Yoalbys, por su apoyo durante el desarrollo del trabajo.

A Ramón Castillo Matos, Yordanis Cutiño Blanco y Emilio Hernández Brito, por su ayuda incondicional durante todos estos años.

Al M Sc. Mario Feliu Rosado por su ayuda y apoyo incondicional.

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

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

A todos muchas gracias.

DEDICATORIA

A mi madre, Eneyda Columbié Pérez, que no me faltó ni en un instante su apoyo, su desvelo y preocupación durante todos los años de mi vida, siempre estuvieron presentes, no carecí de un beso, un abrazo, un consejo, un regaño, nada en lo absoluto. “Un verdadero modelo de sacrificio y amor por sus hijos”. Lo que admiro, y he tenido presente sus métodos a la hora de guiar a mi familia. Finalmente, gracias por ser tu hijo.

A mi esposa, amiga y compañera Maria Esther Guilarte Áreas, que ha sido para mí, más que un aliento, un apoyo día tras días en la realización de la tesis y en la formación de mi bella y gran familia. Gracias por estos 28 años de matrimonio.

A mis hijos: Katiuska, Aliana, Eneyda, Esther y Hernaldo, que les sirva de ejemplo.

A mis nietos: Rachely; Osmany; Keyla; Katherine y Nathalie, por ser parte de mi existencia.

A mis hermanas: Cecilia, Anitica e Idania, las quiero de corazón.

A mis yernos Roberto y Genis, por su comprensión y ayuda.

A la memoria de mi padre y de mi hermano.

A mis amigos del barrio Frank, Rodolfo y Evelio, por soportar mis “descargas” técnicas.

A nuestra Revolución, por las posibilidades que me ofrece.

SÍNTESIS

El trabajo consiste en una investigación sobre la influencia generada por un rodillo en la deformación plástica superficial del acero AISI 1045 para determinar las regularidades de su comportamiento mecánico y microestructural, obtenido a través del ensayo $\sigma - \varepsilon$, en muestras deformada por rodadura y luego traccionadas, se define un nuevo coeficiente de endurecimiento para el proceso, así como los parámetros de deformación a partir del movimiento por cicloide (φ_k , Z_M , h_p , r_p , Z , y Z_k). Con el empleo del método de Willianson – Hall ($\text{sen}^2 \psi$) y difractométrico se determinó las macro y microdeformaciones; deformación reticular del parámetro de red a ; el tamaño de las cristalitas; los esfuerzos en la red cristalina y la reducción del tamaño promedio de los granos, lo que permitió establecer los mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045, deformado por rodadura. Se obtienen modelos lineales, estadísticamente significativos, que muestran una tendencia creciente de las propiedades mecánicas y metalúrgicas en la misma medida en que se incrementan las variables independientes del proceso de experimentación (n_r , P, S), que están relacionadas con los parámetros de número de revoluciones por minuto, fuerza y avance de la herramienta, para lograr la dureza deseada en la aleación. Finalmente se describe el procedimiento tecnológico que permite obtener un importante efecto económico, social y ambiental.

TABLA DE CONTENIDOS	Pág
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN	
1.1. Introducción	8
1.2. Generalidades acerca del acero AISI 1045	8
1.2.1. Composición química del acero AISI 1045	10
1.3. Fundamentos de la deformación plástica superficial por rodillo	11
1.4. Mecanismos de deformación en el proceso de endurecimiento por compresión	15
1.5. Influencia de la textura cristalina en la deformación	16
1.6. Consideraciones acerca del proceso de deformación plástica	18
1.7. Comportamiento de las dislocaciones en la deformación	20
1.8. Fundamento de las tensiones y deformaciones en el proceso de deformación	22
1.8.1. Comportamiento del exponente de endurecimiento en aleaciones	26
1.8.2. Determinación de tensiones residuales	27
1.8.3. Medición de las tensiones residuales	29
1.8.4. Método gráfico para el análisis microestructural	30
1.9. Endurecimiento por deformación en frío	31
1.10. Conclusiones parciales del capítulo 1	32
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	33
2.2. Caracterización del material a deformar plásticamente por rodillo	33
2.2.1. Análisis microestructural	34
2.3. Características de la herramienta para la deformación plástica por rodillo	35
2.4. Elaboración mecánica de las probetas para la deformación	36
2.5. Diseño de experimento para la deformación plástica por rodillo simple	36

2.5.1. Fuerza ejercida por la herramienta deformante	39
2.5.2. Número de revoluciones por minutos del husillo	40
2.5.3. Avance de la herramienta	40
2.5.4. Dureza superficial	40
2.6. Metodología empleada para la deformación plástica superficial por rodillo	41
2.6.1. Estado de tensión en la zona de contacto con la superficie deformada	44
2.7. Preparación de las probetas para el ensayo de tracción	48
2.8. Determinación de las tensiones en muestras deformadas y traccionadas	50
2.8. Ensayo de microdureza	51
2.8.1. Preparación metalográfica de la probeta	51
2.8.2. Desbaste y pulido	51
2.9. Medición de las tensiones	52
2.9.1. Determinación de las tensiones residuales de primer y segundo género	52
2.9.2. Determinación de las macro y microdeformaciones	53
2.9.3. Método difractométrico	55
2.9.4. Evaluación de microdeformaciones	55
2.9.5. Comportamiento de la deformación	59
2.10. Procesamiento estadístico de los datos	60
2.10.1. Determinación de los coeficientes de regresión	60
2.10.2. Cálculo de la varianza	60
2.11. Conclusiones parciales del capítulo 2	62
CAPÍTULO 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y SU DISCUSIÓN	
3.1. Introducción	63
3.2. Regímenes para la elaboración mecánica de las probetas	63
3.3. Parámetros de deformación plástica superficial por rodillo	63

3.3.1. Tensiones de proporcionalidad en la zona de contacto	63
3.3.2. Profundidad de la capa endurecida	65
3.3.3. Tensiones máximas de contacto	65
3.3.4. Tensiones máximas por contacto y por aplastamiento	66
3.3.5. Estado de tensión en la zona de contacto con la superficie deformada	67
3.3.6. Análisis del ángulo de contacto en el proceso de deformación con rodillo	68
3.3.7. Análisis de las tensiones normales	68
3.3.8. Análisis del movimiento por cicloide de los ejes z e y	69
3.3.9. Análisis de las deformaciones por cicloide	71
3.4. Determinación de la relación tensión – deformación del acero AISI 1045	73
3.4.1. Comportamiento del coeficiente de endurecimiento	74
3.4.2. Determinación del exponente de endurecimiento	75
3.5. Comportamiento microestructural del material deformado y traccionado	76
3.6. Análisis microestructural del AISI 1045 deformado por rodadura	80
3.7. Análisis de las tensiones por difracción de rayos x	82
3.7.1. Comportamiento de las macro y microdeformaciones	82
3.7.2. Análisis de la distancia interplanar no tensionada	83
3.7.3. Análisis de la distancia interplanar tensionada	84
3.7.4. Determinación de la anchura a media altura	85
3.7.5. Comportamiento del dominio cristalito	87
3.7.6. Comportamiento de la deformación	88
3.7.7. Análisis de la deformación media de la red	90
3.8. Análisis del diseño de experimentos	91
3.8.1. Comportamiento de la dureza con relación a la fuerza	91
3.8.2. Comportamiento de la dureza con relación al número de revoluciones	92

3.8.3. Comportamiento de la dureza con relación al avance	93
3.8.4. Análisis de varianza	94
3.8.5. Análisis de los criterios	95
3.8.6. Comportamiento de las variables del experimento	96
3.9. Efectos en el orden social y ambiental	96
3.10. Determinación del efecto económico	97
3.10.1. Costo de la pieza endurecida por deformación plástica superficial	97
3.10.2. Costo de la pieza con tratamiento térmico de alta frecuencia	97
3.11. Aporte en la dimensión ambiental	98
3.12. Conclusiones parciales del capítulo 3	100

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

LISTADO DE SÍMBOLOS

Producción científica del autor sobre el tema de la tesis

ANEXOS

INTRODUCCIÓN

La utilización oportuna de nuevas tecnologías en la industria de construcción de maquinaria y el empleo de los procesos de mecanización, han permitido la fabricación de artículos con una construcción de mayor complejidad, mayores exigencias en las condiciones de su explotación (cargas, velocidades, temperatura), para obtener de ellos una larga vida útil y fiabilidad en su funcionamiento, por lo que se hace necesario el desarrollo de tecnologías que permitan más ahorro de recursos, mayor productividad, menos gastos de energía y de reducir la contaminación ambiental.

La problemática de la vida útil y la fiabilidad de los elementos en funcionamiento, están relacionados con el estudio de las leyes y mecanismos del desgaste que sufre durante los períodos de explotación y así poder recomendar una estructura adecuada y tratamiento en cuanto al material. A la hora de elegir dichos materiales se deben considerar las exigencias económicas, tecnológicas, de explotación e higiénicas, y así lograr un incremento en la vida útil de los órganos de máquinas.

Las pérdidas por desgaste afectan también la productividad de la industria. Puede tener su efecto de diversas formas, la primera es la diferencia en calidad por la durabilidad de los productos nacionales, referida a los importados. La segunda está relacionada con los cuantiosos costos de mantenimiento que se necesitarían ante productos de severo desgaste y poca vida de trabajo.

En las industrias: minera, de construcción, sidero – mecánica, agricultura y de transporte, se utilizan una gran parte de piezas usando aleaciones ferrosas hipoeutecoides, del conjunto de aceros de alta resistencia, que reciben termomejoramiento (AISI 1030; 1035; 1040; 1045; 1050; 1055), por ejemplo el acero AISI 1045, debido a las altas propiedades mecánicas que posee al ser sometido a tratamiento térmico. Las propiedades

físico – mecánicas, obtenidas por los métodos considerados anteriormente, aún son insuficientes para lograr un nivel de fiabilidad en esta aleación.

Sin embargo, existe una relación de casos de considerable importancia en la industria moderna donde es una necesidad imperiosa la utilización de otros métodos de endurecimiento, como los que se basan en la deformación plástica y dentro de ellos, la que emplea un rodillo como elemento deformante, que es capaz de obtener en la superficie de contacto de los materiales excelentes propiedades físico – mecánicas con el mínimo de costos y con menor contaminación del medio ambiente (Díaz, 2006).

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 y 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, grúas, articulaciones de diferentes mecanismos de volteo, giro, que son fabricados de acero AISI 1045. Estas averías provocan fallas por desgaste superficial o afectan la función del componente. Los principales equipos afectados por estas causas en la industria minera cubana son los Komatsu D 85 P – 21, excavadoras, trituradores de rodillos de la empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”; “René Ramos Latour”; “Pedro Sotto Alba” y “Antonio Sánchez Díaz “Pinares”. Las fallas en estos elementos de máquinas, a pesar de estar tratados térmicamente, son debidas al desgaste abrasivo – adhesivo; corrosivo – erosivo, en la superficie de contacto de los mismos (Ott *et al.*, 2000; Alcántara *et al.*, 2008(a) y 2008(b)).

Estas deformaciones mecánicas son causadas por la insuficiente respuesta del material,

cuya estructura interna no ha alcanzado una adecuada organización de fases que permita las propiedades físicas, mecánicas y tecnológicas necesarias.

El trabajo al que están sometidas las piezas está caracterizado por parámetros y propiedades del entorno que no pueden ser tratados y difícilmente se logran atenuar. Por tanto se está ante una situación en que solamente se tienen dos variantes de solución:

1. La sustitución del material por uno adecuado, pero de mayor costo en el mercado internacional.
2. La utilización de un material de menor costo y que mediante una adecuada selección de procesos metalúrgicos se alcancen variaciones físicas metalúrgicas en su interior que permitan obtener una vida útil prolongada.

Problema científico

El estudio del comportamiento microestructural, la deformación reticular, el efecto del tamaño de las cristalitas, la macro y microdeformación, y en general, las características del mecanismo que provoca el endurecimiento en el acero AISI 1045 cuando es sometido a proceso de deformación plástica en frío por rodadura aún es insuficiente.

Objeto de la investigación

La metalurgia física de los aceros de medio contenido de carbono. Estructura interna y variaciones durante la deformación plástica.

Objetivo general

Establecer el comportamiento microestructural, la deformación reticular, el efecto del tamaño de las cristalitas y la macro y microdeformación del acero AISI 1045 cuando es sometido a proceso de deformación plástica en frío por rodadura, así como las características del mecanismo que provoca su endurecimiento.

Objetivos específicos

1. Definir las regularidades del comportamiento microestructural, la deformación reticular, el efecto del tamaño de las cristalitas, la macro y microdeformación superficial de piezas simétricas rotativas fabricadas de acero AISI 1045 sometidas a cargas de rodadura.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar el estado tensional y las variaciones macro y microestructurales del acero AISI 1045, deformado por rodadura.
3. Establecer a partir de las regularidades obtenidas, como: comportamiento microestructural, deformación reticular, tamaño de cristalitas y la macro y microdeformación, el mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045 en las referidas condiciones.

Campo de acción

Determinación del mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045, con base al estudio de las regularidades del comportamiento microestructural, la deformación reticular, el efecto del tamaño de las cristalitas y la macro y microdeformación, cuando es sometido a un proceso de aplicación de tensiones superficiales por rodadura en frío.

Hipótesis

Si se determinan las regularidades del comportamiento microestructural, la deformación reticular, el efecto del tamaño de las cristalitas y la macro y microdeformación del acero AISI 1045 sometido a un proceso de aplicación de tensiones superficiales por rodadura en frío, se podrán conocer las características metalúrgicas del mecanismo de deformación superficial de este acero y controlar por tanto, las propiedades mecánicas para su aplicación en piezas sometidas a condiciones severas de trabajo en la industria minera.

Tareas

1. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas con las variaciones del proceso de deformación plástica.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. 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 por rodadura en frío.
4. Fundamentación del proceso metalúrgico físico que conduce al mecanismo de endurecimiento en frío del acero AISI 1045, cuando es sometido a cargas de rodadura, generadas por un rodillo, así como la validación de los resultados.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de deformación en frío por rodillo.

Novedades científicas

1. Determinación de la relación tensión – deformación del acero AISI 1045 sometido a deformación superficial por rodadura en frío y su comparación con el mismo acero, sometido a deformación plástica plana simple.
2. Determinación de las variaciones metalúrgicas en el comportamiento microestructural del acero AISI 1045, deformado mediante el empleo de rodillo simple como consecuencia de las tensiones de primer y segundo género en la estructura.
3. Establecimiento del mecanismo que provoca el endurecimiento en frío del acero AISI 1045, sometido a deformación plástica por rodadura.

Aporte científico tecnológico del trabajo

Se obtienen las ecuaciones que describen el comportamiento de la deformación plástica superficial por rodillo en piezas simétricas rotativas, que permiten determinar su estado

tensional, cuando es sometido a esfuerzo de compresión y su influencia sobre la estructura y propiedades mecánico tribológicas.

Aportes metodológicos del trabajo

- ✓ Las conclusiones teóricas acerca de las regularidades del comportamiento físico metalúrgico y del mecanismo de endurecimiento en frío mediante rodillo simple del acero AISI 1045, permiten establecer metodologías precisas de aplicación a casos concretos de piezas sometidas a condiciones severas de trabajo en las industrias Metalúrgica, Mecánica y en especial para la Minería.
- ✓ La caracterización de los parámetros del proceso de endurecimiento y la vinculación del estudio metalúrgico de las variaciones de la estructura interna del material, con base al proceso de elaboración mecánica para responder a las exigencias de explotación de las piezas, como referencia metodológica para futuros trabajos investigativos.

En el desarrollo de la investigación se utilizaron métodos, los cuales se dividen en dos grandes grupos: teóricos y empíricos

Los métodos teóricos permitieron estudiar las tendencias actuales relacionadas con el proceso de deformación plástica empleando rodillo simple, facilitaron la construcción de los modelos e hipótesis de la investigación, crearon las condiciones para, además de tener en cuenta las características fenomenológicas y superficiales, contribuir al desarrollo de las teorías científicas.

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 y las tensiones residuales del acero AISI 1045. deformado por rodillo simple 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 por rodillo, en objetos de la ingeniería mecánica y metalúrgica.
- **La modelación:** se crearon abstracciones para representar la realidad compleja del fenómeno de deformación plástica empleando rodillo.

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 1

MARCO TEÓRICO DE LA

INVESTIGACIÓN

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN

1.1. Introducción

En muchas de las industrias cubanas (básica, del azúcar, sidero – mecánica, de la construcción) gran parte de los agregados y accesorios de maquinarias y equipos se fabrican de acero AISI 1045 por la propiedad que tiene el mismo de incrementar su dureza al ser tratado térmicamente. El acero AISI 1045 es considerado en la práctica industrial como la aleación que combina elevada tenacidad – ductilidad con una gran capacidad de endurecimiento por deformación y resistencia al desgaste (Caubet, 1971).

En el presente capítulo se establece como objetivo el análisis de las bibliografías existentes, que permitan definir el estado del arte relacionado con el comportamiento de las micro y macrotensiones del proceso de deformación plástica del acero AISI 1045, deformado por rodadura.

1.2. Generalidades acerca del acero AISI 1045

La característica más sobresaliente del acero es su versatilidad, ya que sus propiedades pueden ser controladas y modificadas con el fin de satisfacer los requerimientos de servicio. La aleación AISI 1045 contiene entre el 0,5 % y 0,6 % de carbono, lo que posibilita que al someter a proceso de compresión, conduce a un nuevo estado estructural y brinda nuevas propiedades (Guliaev, 1983; DeLitizia, 1984), posee alta resistencia, plasticidad y viscosidad, en combinación con excelentes propiedades de ingeniería, presenta una fácil maquinabilidad, se elabora fácilmente por presión (laminado, forjado, estampado) o por corte y baja tendencia a las deformaciones y a la formación de grietas durante el temple, alcanzando magnitudes de dureza de 56 a 58 HRC (Lajtin, 1973 y Prevey, 2001), es un material adecuado para ejes, árboles, pasadores, tornillos (Bengton, 1991 y Várela, 2003).

Los autores Caubet (1971); Guliaev (1983); Ermini (2000) y Wang (2002), afirman que esta aleación, en las condiciones de rozamiento, acompañado de grandes presiones, tiene una adecuada resistencia al desgaste abrasivo, permite deformación en frío y posee alta tenacidad y plasticidad, durante el proceso de endurecimiento va acompañado de la deformación plástica del material, trayendo consigo un incremento en la fatiga residual compresiva interna y un considerable aumento en la dureza de la superficie.

Presenta una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), cuyo índice de Miller es (111) componente principal. Tiene planos que conforman tres familias: {110}; {112} y {123}, a estas tres familias se añade el plano de la cara {100} de cierta compacidad, ya que contempla los planos (100) + (010) + (001) + (100) + (010) + (001). Teniendo en cuenta el número de planos de deslizamiento y las direcciones compactas que hay en ellos, se consiguen un total de 48 sistemas de deslizamiento. Aunque son difíciles de deformar, se deforman mejor que las hexagonales compactas. En el proceso de deformación interviene el plano (110) $\langle 111 \rangle$ (Callister, 1999 y Pero-Sanz, 2000).

Anglada-Rivera *et al.* (2001) y Yamaura *et al.* (2001) coinciden en plantear que durante el proceso de deformación las líneas de deslizamiento individuales tienden a concentrarse en grupos para formar una banda de deslizamiento, después de que cierta cantidad de la misma se ha producido en el plano primario, los planos restantes empiezan a participar en la deformación. Durante esta última, el esfuerzo aumenta con rapidez a medida que se continúa deformando, las dislocaciones existentes se mueven y producen una microdeformación adicional a la deformación elástica; a un esfuerzo superior, comienzan a crearse dislocaciones adicionales, lo que se describe por el término “multiplicación de dislocaciones”. La deformación plástica aumenta entonces con rapidez al crecer el esfuerzo cortante.

1.2.1. Composición química del acero AISI 1045

La composición química promedio de la aleación AISI 1045 editada por Key to steel (2002), así como la designación establecida por la AISI – SAE; UNS; ASTM y la SAE, se muestra en la tabla 1.1.

Tabla 1.1. Composición química estándar del acero AISI 1045

C	Mn	P	S	Si
0,45 %	0,65 %	≤ 0,040 %	≤ 0,050 %	0,35 %

Fuente: Key to steel (2002).

1.2.1.1. Influencia de los elementos aleantes en los aceros

Carbono: ingrediente fundamental en el acero, ejerce una gran influencia sobre las propiedades físicas y mecánicas del acero. Eleva su resistencia, dureza y templabilidad. El aumento del carbono en el acero para el conformado por rodadura eleva de forma creciente su resistencia al desgaste (Skalki; Ronda, 1988).

Manganeso: aporta elevada resistencia en el proceso de fricción, incremento de la resistencia mecánica, resistencia a la tracción y resistencia a la elongación relativa y a la capacidad de endurecimiento en frío (Manganese Centre, 1998 y Caraballo, 2004).

Fósforo: se encuentra siempre disuelto en los granos de ferrita, a los que comunica gran fragilidad. Es un elemento perjudicial porque reduce considerablemente la tenacidad y origina fragilidad en frío (Tatsuya *et al.*, 2004).

Silicio: elemento reductor (desoxidante), al igual que el manganeso, eleva la resistencia, la elasticidad y la conductividad magnética del acero. Un elevado contenido de silicio en el acero dificulta la conformación del mismo (Chaparro, 2006).

Molibdeno: disuelto en la ferrita intensifica la dureza y la tenacidad. Exceptuando al carbono, tiene el mayor efecto endurecedor y un alto grado de tenacidad, así como influye en el tamaño del grano durante la deformación en frío (Iuffe, 1994).

Las propiedades de la ferrita y la austenita aleadas varían en la 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.

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

1.3. Fundamentos de la deformación plástica superficial por rodillo

La deformación plástica en frío es un método de endurecimiento de materiales que logra alta dureza; el aumento del grado de deformación está vinculado con la aparición del fenómeno de endurecimiento y a medida que la distorsión estructural en la celda unidad es mayor, son necesarias más tensiones para continuar deformando. El trabajo en frío aumenta la resistencia del material a la deformación (Altenberger, 2006).

El procedimiento de endurecimiento por rodillo comenzó a emplearse en Alemania en los años 20 del pasado siglo y en la década siguiente fue introducido en los Estados Unidos para mejorar la resistencia al desgaste de los ejes de las ruedas de ferrocarril, de árboles, de resortes y depósitos de soldadura. En la década del 60 el proceso tuvo gran aceptación, fundamentalmente en la industria automotriz, convirtiéndose en un proceso de acabado por deformación plástica superficial muy popular (Hasegawa, 2001 y Ogburn, 2001).

El procedimiento mejora las propiedades de la pieza, alta resistencia al desgaste de guías (Niberk, 1987 y Michael *et al.*, 2002), aumento de la dureza (Loh *et al.*, 1989), calidad de la superficie (Lee *et al.*, 1992) y un incremento de la tensión residual en compresión (El Khabeery, 2003). Los parámetros que determinan la calidad superficial son: la presión, el avance de la herramienta, el material del rodillo y el de pieza y el número de pasadas, sin

embargo, en las citadas bibliografías no determinan el comportamiento de las macro y microtensiones durante el proceso.

En Cuba se conocen reportes de estudios sobre la deformación plástica por rodadura desde hace aproximadamente 35 años, siendo los inicios en el Departamento de Construcción de Maquinaria de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Oriente. En el Departamento de Procesos Tecnológicos de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Las Villas se acometieron las primeras acciones hace 30 años (Díaz, 2006). Los reportes más actuales sobre el tema se desarrollaron por Díaz (2006), donde se implementa un procedimiento metodológico para la elaboración de piezas por bruñido con rodillo simple, se emplearon indistintamente parámetros como fuerzas de 1 000; 1 500 y 2 000 N, número de pasadas de tres a cinco, avance de la herramienta de 0,066; 0,147 y 0,228 mm/rev y diámetro del rodillo de 41 mm, para evaluar la dureza, la rugosidad superficial y la profundidad de la capa endurecida. En el trabajo realizado por Díaz (2006) no se considera el comportamiento microestructural del acero cuando es sometido al proceso de deformación plástica por rodillo y tampoco se establece el mecanismo de deformación que origina el endurecimiento de la aleación.

Al estudiar el acero AISI 1045, Boada *et al.* (2003); Díaz y Boada (2004); Díaz y Robert (2005) consideran que el rodilado es un tipo de tratamiento por deformación plástica superficial en frío utilizado internacionalmente, la aplicación del mismo es simple y no requiere de una inversión capital para su realización.

En su trabajo, Rose (2003) se refiere a que la deformación por rodillo es un proceso de elaboración en frío de la superficie de una pieza, la pequeña deformación plástica superficial originada por la operación consiste en el desplazamiento del material de los picos o crestas a los valles o depresiones de las microirregularidades superficiales, afirma

que el flujo ocurre bajo una fuerza controlada del rodillo que excede el punto de fluencia del material de la superficie de la pieza no endurecida, creándose capas consolidadas (figura 1.1) que provocan el aumento de las propiedades funcionales. Por otro lado, Gabb *et al.* (2002) indica que el proceso debe aplicarse preferentemente después del torneado.

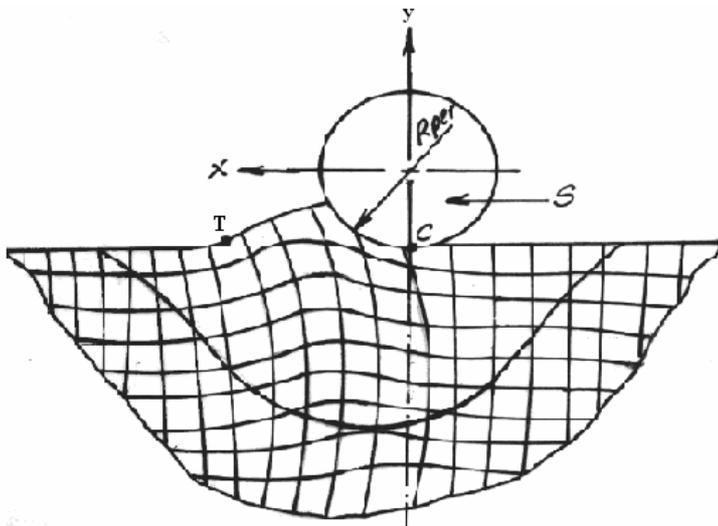


Figura. 1.1. Capas durante la deformación plástica superficial. (Fuente Smelyanki *et al.*, 1990).

Donde:

- S – avance de la herramienta; mm/rev
- C – superficie inferior del rodillo; mm
- x – fuerza radial en el sentido del avance del rodillo; MPa
- T – capa sin deformar delante del rodillo; μm
- R_{per} – perfil del radio del rodillo, mm

En la figura 1.1 se distinguen tres zonas características, una delante del rodillo, sin deformación aún, la que está directamente en contacto con el rodillo y una posterior, fuera del contacto del rodillo. El grado de deformación 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 rodillo la magnitud es insignificante. A medida que un material se va deformando, plantea Schijve (2004), sufre transformaciones internas y redistribuciones de tensiones que pueden producir agrietamientos o malformaciones que invaliden el producto final.

Indican Gleiter (1973); Hasegawa (2001); Pacana y Korzynski (2002), que en todos los casos de deformación plástica es necesario aplicar unas sollicitaciones o esfuerzos suficientes que permitan sobrepasar el límite de fluencia y se inicie el flujo plástico del material, que configure el producto deseado.

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.

Se ha referido, en el trabajo de Korotsiche (1989), que las tensiones mecánicas ejercidas sobre la zona de la superficie de la pieza durante el rodilado conducen a una modificación sostenida del estado de tensión residual y que los procesos por deformación plástica superficial se seleccionan en dependencia de las dimensiones, la configuración geométrica, el material de la pieza a tratar y las condiciones de producción.

Existen tres aspectos que definen el proceso de deformación: el mecánico, que se caracteriza por los esfuerzos aplicados; el metalúrgico, que está determinado por las transformaciones microestructurales inherentes a la tensión y a la temperatura y el tecnológico, en el que se tienen en cuenta aspectos tales como los económicos, los derivados de su utilidad real y los que afectan al impacto medioambiental que pueden producir los distintos tipos de deformaciones.

El empleo de procedimientos tecnológicos para el endurecimiento del acero AISI 1045 ha sido estudiado en trabajos preliminares llevados a cabo por Mallo (1987); Boada *et al.* (2003) y Díaz (2006). En ninguno de los casos se ha intentado explicar las regularidades del comportamiento de las micro y macrotensiones de la aleación. Los reportes referidos al

comportamiento mecánico y funcional del acero, cuando es sometido al proceso de deformación plástica generada por un rodillo y la fundamentación del comportamiento microestructural del material, en las referidas condiciones, aparecen en Fernández y colaboradores (Fernández *et al.*, 2008a; 2008b, 2008c; 2009a, 2009b y 2010).

1.4. Mecanismos de deformación en el proceso de endurecimiento por compresión

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 Smith (1993); Askeland (1985); Callister (1999) y Pero-Sanz (2000), los modos primarios de deformación se subdividen en dos tipos: traslación y difusión. Los mecanismos por traslación son el maclado y el deslizamiento intracristalino. Los mecanismos de difusión son los llamados creep de Nabarro-Herring y creep de Coble y pueden incluirse dentro de ellos los mecanismos denominados de disolución y cristalización. Los mecanismos o modos secundarios de deformación son los que introducen discontinuidades en la red cristalina, es decir, que ésta resulta parcialmente destruida.

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.

1.5. Influencia de la textura cristalina en la deformación

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

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

Al analizar los sistemas cristalinos Kruschov (1957); Lin *et al.* (2001) y Ogburn (2001), confirman que las aleaciones simples de estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo

son más desgastadas que aquellas de estructura hexagonal compacta y estas últimas son menos endurecidas por deformación plástica, ya que poseen un solo plano simple de desplazamiento normalmente activo, mientras que las cúbicas tienen una gran cantidad de planos equivalentes, multiplican el deslizamiento y las altas concentraciones de dislocaciones y por tanto, un alto trabajo de endurecimiento incrementado en el material por la deformación plástica en la superficie.

En consideración con las direcciones cristalográficas, El Axir y Serage (1988), indican que en la deformación de 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. Las alineaciones que son debidas a la deformación, son llamadas texturas de deformación, surgen texturas cuando la deformación del material es muy grande.

Analizan Inal *et al.* (2005) y Alcántara *et al.* (2008a), que al someter una aleación con estructura cúbica a la acción de cargas que sobrepasen el límite de fluencia, después de eliminarlas, persistirá la deformación, si se vuelve a situar al material bajo la acción de cargas, su actitud para la deformación plástica habrá disminuido y el límite de fluencia se elevará; significa que la aleación se ha endurecido por acritud.

1.6. Consideraciones acerca del proceso de deformación plástica

El endurecimiento de una aleación se pone de manifiesto tanto mecánica, como microestructuralmente. Desde el punto de vista mecánico ocurre un aumento en la resistencia del material durante la deformación irreversible, cuando la tensión aplicada supera su límite elástico, y tiene como consecuencia el aumento de la dureza. A nivel

microestructural se manifiesta en un aumento de la densidad de las dislocaciones, activando las fuentes que generan dislocaciones del tipo Frank–Red y la formación de celdas de subgranos. 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.

Las bandas de cizalladura que se forman como consecuencia de la heterogeneidad de la deformación, debida a la inestabilidad durante el proceso de deformación, también son un sitio de nucleación para muchos materiales, cobre y sus aleaciones Adcock (1922); aluminio Hjelen *et al.* (1991) y acero Ushioda *et al.* (2000). Los mecanismos de nucleación en las bandas de cizalladura no parecen ser claros y la orientación de los nuevos granos depende de cada material, según Humphreys y Hatherly (1995).

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

La etapa de endurecimiento por deformación siempre está relacionada con la evolución de la densidad de dislocaciones durante el proceso de deformación, parámetro fundamental de esta etapa. Mecking y Kocks *et al.* (1991) proponen un modelo de parámetro único, cuyo objetivo es calcular la tensión de fluencia a través de la variación de la 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.

Montheillet (2000) 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 y plantea que la deformación de grano puede conducir a un marcado cambio en la textura. 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.

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) y Laasraoui y Jonas (1991), para una aleación de bajo contenido de carbono, Cabrera *et al.* (1997) para un acero microaleado de medio carbono 38 Mn SiVS5 y Caraballo (2004), sobre un acero Hadfield, explican que cuando un grano se deforma, conduce a un incremento del volumen de dislocaciones en la matriz.

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

En el último caso, el efecto del trabajo en frío, superpuesto al efecto de endurecimiento de la fase sólida, Lebedko (1982); Kukielka (1989) y Dogan *et al.* (1997), da lugar a la obtención de una aleación más resistente que el que se podría producir por cualquier otro tratamiento. Las magnitudes de las tensiones en la red cristalina se verán influenciados por los parámetros de las cargas aplicadas al material y la velocidad de aplicación de dichas cargas, entre otros factores, que someten el enrejado cristalino a esfuerzos de tracción y compresión, las cuales actuarán en el mismo sentido o en sentido contrario a las provocadas por los desplazamientos de los cristales, cuyos átomos constituyen barreras u obstáculos al movimiento de las dislocaciones (Callister, 1999; Pero-Sanz, 2000 y Key to steel, 2002). El afino del tamaño de grano es el único mecanismo que permite mejorar al mismo tiempo las propiedades de tenacidad y resistencia (Pickering y Gladman, 1963) y es por tanto un factor de vital importancia en la consecución de elevados grados de endurecimiento.

1.7. 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).

Las paredes de dislocaciones formadas en los primeros instantes de la etapa de endurecimiento se convierten en subbordes de grano y rápidamente, conforme la deformación progresa, en límites de grano. Los bordes de granos de los sólidos cristalinos forman una compleja estructura, son defectos lineales que se corresponden con defectos en

la red cristalina que afectan a una fila de puntos de la red de Bravais; están definidos por el vector de Burgers (Hilpert y Wagner, 2000; Hu y Zhou, 2002).

El conocimiento de los granos y sus contornos en materiales 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 sobre bordes de grano, mientras que Beck (1954); Pande (1987) y Burke (1990), fueron los precursores de la explicación del potencial termodinámico para el borde de grano, concluyeron que es 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.

Los principales factores que influyen en la movilidad de los bordes de grano, como se observa en la figura 1.2, son la diferencia de orientación entre los granos (Gleiter, 1973 y Pero-Sanz, 2000), la presencia de átomos o impurezas (Aust, 1959 y Ungár *et al.*, 2001), la presencia de partículas de segunda fase y la temperatura (Porter, 1981).

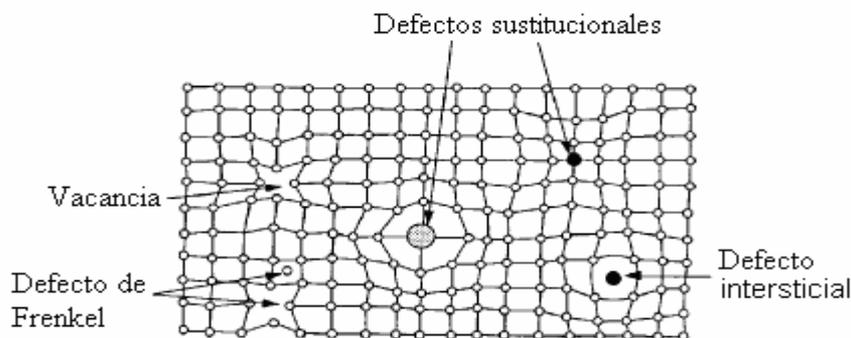


Figura 1.2. Factores que influyen en la movilidad de los bordes de grano. (Fuente Callister, 1999).

Según Pleiman (1985); Hassan (1997) y Hu y Zhou (2002), la velocidad a la que migra el borde de grano es el principal factor que controla esta cinética, la velocidad local de

migración depende de la energía, de la movilidad y de la curvatura local del borde de grano; tanto la energía como la movilidad del borde están afectadas por la desorientación entre granos vecinos (Radhakrishnan y Zacharia; 1995).

Smith (1955) se basó en consideraciones topológicas y propuso que la velocidad de migración de los bordes de grano debe aumentar de forma inversamente proporcional a los radios de curvatura de los granos. La orientación de los nuevos granos es similar a la orientación de los granos de donde proceden, sobre todo con bajos grados de deformación.

Bellier y Doherty (1977), que han sido capaces de determinar la orientación de los nuevos granos formados, han confirmado que cuando la reducción es menos del 20 %, la migración del límite de grano inducido por deformación es el mecanismo dominante.

1.8. Fundamento de las tensiones y deformaciones en el proceso de deformación

Se denominan esfuerzos residuales o internos al estado de esfuerzos existentes en el volumen de un material en ausencia de una carga externa, incluyendo la gravedad, u otra fuente de esfuerzos, tal como un gradiente térmico (Masubuchi, 1980).

Se distinguen tres clases de esfuerzos residuales de acuerdo con la distancia o rango sobre el cual pueden ser observados (James y Buck, 1980). La primera clase de esfuerzos residuales, denominados macroscópicos, son de naturaleza de largo alcance y se extienden sobre varios granos del material. La segunda clase de esfuerzos residuales son denominados micro esfuerzos estructurales, abarcan la distancia de un grano o parte de el y pueden presentarse entre fases diferentes y tener características físicas distintas. La tercera clase de esfuerzos residuales se presenta sobre varias distancias interatómicas dentro de un grano. Los esfuerzos residuales son siempre consecuencia de deformaciones elásticas o plásticas o ambas a la vez, no homogéneas sobre una escala macroscópica o microscópica (Macherauch y Kloos, 1986).

Las tensiones residuales en los materiales son causadas por la deformación de partes de la estructura cristalina interna del propio material. Para restaurar el retículo interno es necesaria la introducción de energía a la pieza (Korotsiche, 1989). La clasificación más aceptada de las tensiones residuales es dada por Davidenkov (1946), en la cual existen tres géneros de tensiones que se diferencian entre sí por el volumen donde se equilibran.

1. Tensiones de primer género (macroscópicas, zonales o tecnológicas): se equilibran en el volumen de todo el cuerpo. Estas tensiones están orientadas en correspondencia con la forma del artículo. En presencia de ellas, la separación de cualquier parte de la pieza conduce a la ruptura del equilibrio entre el resto de las partes, lo que en muchos casos provoca deformaciones (alabeos y distorsiones), además, pueden ser perjudiciales las de tracción o beneficiosas generalmente las de compresión (Lajtin, 1985 y Pero-Sanz, 2000).

2. Tensiones de segundo género (microscópicas o cristalíticas): se equilibran en el volumen de algunos cristales o bloques. Estas tensiones pueden o no estar orientadas en dirección al esfuerzo que produjo la deformación plástica, llamadas también microtensiones (Lajtin, 1985; Alfonso, 1995; Alfonso y Martín, 2000 y Pero-Sanz, 2000).

3. Tensiones de tercer género (deformaciones estáticas de la red cristalina): se equilibran en los límites de pequeños grupos de cristalitas. En los materiales deformados ellas se equilibran en los grupos de átomos que se encuentran cercanos a la frontera de los granos, a los planos de deslizamiento. Las deformaciones pueden estar relacionadas con la presencia de dislocaciones.

El desplazamiento de los átomos de las posiciones ideales puede surgir también en los cristales de las soluciones sólidas debido a la diferencia entre las dimensiones de los átomos y a la interrelación química entre los átomos del mismo género y de géneros

diferentes que componen la solución, son llamadas también submicroscópicas (Lajtin, 1985; Alfonso, 1995; Pero-Sanz, 2000; Alfonso y Martín, 2000).

Alfonso (1995) y Martín (2002), consideran que el control de las tensiones de primer género tiene una gran importancia práctica, ya que permite elevar considerablemente la seguridad de las instalaciones, máquinas y mecanismos durante su explotación. Barret (1957); Cullity (1967); Han *et al.* (2002) y Buttle *et al.* (2004), consideran que la magnitud de la deformación plástica depende de la restricción a que es sometido el material deformado plásticamente por el material que lo rodea y que permanece en estado elástico, el nivel de tensión del material que no ha sido deformado plásticamente, lo caracterizan las tensiones residuales de primer género. La magnitud de las tensiones residuales, después de la deformación plástica, será un indicador del estado tensional de la pieza durante la primera etapa de la destrucción, denominada período de iniciación de la grieta (Key to steel, 2002).

Boyle y Spence (1989) afirman que al examinar la deformación plástica y el endurecimiento por deformación en frío se puede observar que a cada magnitud de tensión le corresponde una determinada deformación, cualquier material bajo la acción de una tensión constante, puede en determinadas condiciones deformarse progresivamente con el tiempo, este fenómeno recibe el nombre de fluencia.

Al analizar la interacción de los puntos deformados por el proceso de la cicloide, Martynenko (2002), en consideración con la trayectoria del rodillo, se refiere a que, durante la operación de rodilado se genera un estado tensional volumétrico de compresión no uniforme, dado por la fuerza compresiva constante y por las reacciones de oposición del material ante la misma en las otras dos direcciones.

Pero-Sanz (1992) señala que en la teoría de la plasticidad se abordan los métodos de cálculo de tensiones y deformaciones en un cuerpo deformado, es necesario, como lo es también para la teoría de la elasticidad, establecer ecuaciones de equilibrio y compatibilidad y determinar las relaciones experimentales entre la tensión y la deformación. La relación entre la tensión y la deformación debe contener: las relaciones elásticas de tensión deformación, la condición de tensión para la cual comienza el flujo plástico y las relaciones plásticas de tensión deformación o el incremento de las mismas.

Mazein *et al.* (2001), considera que las tensiones residuales (figura 1.3) y las deformaciones que aparecen en el proceso de elaboración, determinan en alto grado la exactitud de las piezas y la calidad de su capa superficial para elevar la efectividad en los procesos tecnológicos de la deformación plástica superficial, hace falta tener un modelo del estado tensión deformación que se forma como resultado de la elaboración.

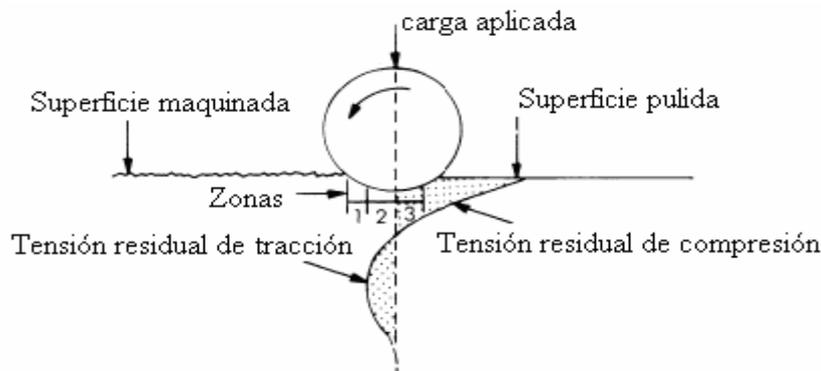


Figura 1.3. Tensiones residuales en el proceso de deformación. (Fuente: Mazein *et al.*, 2001).

Plantean Kuznezov *et al.* (1986) y Smith (2001), que para el estudio de la relación entre las tensiones y las deformaciones existen otros modelos que permiten caracterizar el comportamiento del material bajo determinadas condiciones tecnológicas.

Dieter (1988) y Ossowska *et al.* (2002), definen que las tensiones residuales internas constituyen el sistema de tensiones que puede existir en un cuerpo cuando está libre de la acción de fuerzas externas y se producen cuando un cuerpo sufre una deformación plástica

no uniforme y el signo de la tensión residual producida por dicha deformación será opuesto al de la deformación plástica que la produjo.

Dieter (1967) y Pero-Sanz (1992), señalan que en materiales estables, poco sensibles a la velocidad de deformación, como el acero, la curva real de tensión (σ) deformación (ϵ) conocida también como curva de fluencia y que solo es válido desde el comienzo en la zona de fluencia plástica o de estabilidad plástica hasta la carga máxima, es donde se inicia la estricción local. El modelo teórico de Hollomon (Hollomon, 1945), es apropiado para explicar este proceso y se expresa como:

$$\sigma_o = K \cdot \epsilon^n \quad (1.1)$$

Donde:

σ_o - tensión correspondiente a la carga aplicada; *MPa*

ϵ - deformación del material; %

K - coeficiente de endurecimiento por deformación en frío

n - exponente de endurecimiento por deformación en frío

1.8.1. Comportamiento del exponente de endurecimiento en aleaciones

La ecuación de Hollomon se define como el lugar geométrico de todos los estados posibles que puede alcanzar el límite de fluencia de una aleación mediante deformación plástica. En el trabajos de Norris *et al.*, (1978) se estudiaron probetas de acero A 533 Grado B, Clase 1, extraídas de un material testigo reservado de un recipiente destinado a la industria nuclear, la probeta estudiada era ligeramente cónica, con un diámetro máximo de 12,83 mm, un diámetro mínimo de 12,7 mm y la longitud total de 53,34 mm. Los autores obtuvieron curvas de tensión axial media frente a la deformación logarítmica medida en el cuello.

Lo mismo ha sido observado en otras aleaciones, Cabrera *et al.* (1997), en aceros al carbono y Tafzi y Prado (1999) en aceros ARMCO. Suárez (2007), calcula el valor de n

(igual aproximadamente a 0,5) para las aleaciones AISI 304 y AISI 304 H con un tamaño de grano similar a 20 μm , se demuestra la dependencia del parámetro n con la pureza del material y como aumenta el exponente de endurecimiento n al pasar de una aleación a otra. Para energías de activación diferente y valor de n igual a 0,75, Ryan y McQueen (1990) han encontrado un comportamiento parecido comparando dos aleaciones, el AISI 304 y el AISI 316. Torres *et al.* (2006) emplean la ecuación de Hollomon en tensión simple de un acero AISI 1040 y un cobre puro recocido, se estiman sus resistencias a la fluencia después de ser trabajadas en frío mediante laminación.

Aparicio *et al.* (2007) presenta en su trabajo un estudio del comportamiento elastoplástico en tracción de láminas de acero ASTM A – 569 y cobre, se compararon curvas de esfuerzo-deformación, obtenidas experimentalmente, con las conocidas ecuaciones empíricas de Hollomon y Ramberg-Osgood, las deformaciones efectivas por trabajo en frío para el acero estuvieron comprendidas en el intervalo de 0,19 y 0,256, mientras que para el cobre se encontró entre 0,022 y 0,640. En varias aleaciones n toma valores desde 0,1 a 0,5 (Datsko, 1991).

Por otro lado, se pudo determinar que en el trabajo de Altenberger (2006) se trabaja con aleaciones de Ti – 6 Al – 4 V; de AISI 4140 y el AISI 304, el autor determina la influencia de la tensión del 0,2 % y el rendimiento de la fuerza antes y después de un tratamiento de rodadura, así como el comportamiento de las tensiones a alto régimen a ciclo de fatiga, no se precisa en la fuente parámetros relacionados con el exponente de endurecimiento n .

En las bibliografías consultadas no se consideran elementos que permitan establecer el exponente de endurecimiento de la aleación AISI 1045, después de ser deformadas por rodadura y luego traccionadas.

1.8.2. Determinación de tensiones residuales

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

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

Cullity (1977); Prevey (2000); Sakai y Tamura (2000) reconocen que las macrotensiones son homogéneas a escala macroscópica al menos en una dimensión. Las microtensiones pueden existir incluso en ausencia de macrotensiones, son inhomogéneas a escala microscópica, pero aleatoriamente distribuidas a escala macroscópica, las microtensiones son causadas por macrotensiones debido a incompatibilidad elástica entre microdominios

(granos cristalinos) y a deformaciones plásticas diferentes entre distintos microdominios, otras causas son: precipitados de fases cristalinas, recristalización de microdominios amorfos, inclusión de impurezas, implantación iónica, absorción de gases y corrosión. Cuando una capa está tensionada, los parámetros de red de la estructura cristalina están distorsionados respecto a los de la estructura libre de tensiones, en el caso más general, tensión y deformación son magnitudes tensoriales de segundo orden.

1.8.3. Medición de las tensiones residuales

El equipo empleado basa su funcionamiento en la aplicación del método magnetoelástico para la medición de tensiones residuales en materiales ferromagnéticos. En un material ferromagnético isotrópico no tensionado, la aparición de un campo de tensiones mecánicas conduce a la aparición de una anisotropía en su permeabilidad magnética, donde se conservan los mismos ejes principales del tensor de tensiones, siendo la diferencia de sus valores principales con respecto al valor del estado no tensionado, proporcional al valor de la tensión aplicada (Cruz, 1996; Herrera y Cruz, 2005).

El método se usa para evaluar algunos parámetros como el volumen del contenido de carbono (Saquet *et al.*, 1999 y Hug *et al.*, 2005), tamaño de grano (Bertotti y Montorsi, 1990 y Gatelier- Rothea *et al.*, 1998), y la deformación plástica en el material (Krause *et al.*, 1996 y Agustyniak, 1999), por otro lado Krause *et al.* (1996) reconocen que algunos parámetros del método magnetoelástico dependen de la deformación plástica.

Stefanita *et al.* (2000), ha estudiado la evolución de los parámetros magnetoelásticos con la tensión aplicada en la deformación elástica a la condición de deformación plástica y concluye que la influencia de la deformación plástica en las propiedades magnéticas de materiales es debido a dos mecanismos, al incremento en el número de defectos microestructurales por la imperfección del enrejado producidos por la dislocación y la

formación de una textura cristalográfica con el desarrollo de un nuevo eje, fácil de aparecer en la magnetización cuando ocurren altos niveles de deformación.

Adicionalmente Freddy *et al.* (2007) muestran la influencia de la deformación plástica en el perfil de los materiales empleando el método, la tensión aplicada debajo del límite elástico y los cambios con arreglo del dominio magnético, debido al efecto magnetoelástico en muestras de aleaciones AISI 4140 y AISI 5160, para la caracterización del perfil de dureza producido en un ensayo Jominy, por su parte Rodríguez *et al.* (2008) lo realizan en muestras planas de AISI/SAE 1045 y ASTM 36, deformadas por tensión.

1.8.4. Método gráfico para el análisis microestructural

El primer método gráfico diseñado para el análisis de las propiedades microestructurales fue el de Williamson y Hall (Limura *et al.*, 2003; Hauk y Macherauch, 1984 y Rocha *et al.*, 2009). El método es muy sencillo y principalmente tiene un enfoque cualitativo, supone un comportamiento de tipo lineal al considerar que el ancho físico puro β , es la suma de las contribuciones por efecto de tamaño de cristalita y la microdeformación. Weertman (1992) y Yamaura *et al.* (2001), demostraron que los errores en el análisis de Williamson y Hall son pequeños, una fuente de error es la aproximación del método, según la cual se asume un perfil Lorentziano, tanto para las contribuciones de tamaño como de deformación, por otro lado Ramos *et al.* (2005); Herrmann *et al.* (2002) y Park *et al.* (2008) consideran que el método debe usarse cuantitativamente en capas texturadas.

En este campo, han sido numerosos los estudios introducidos con el empleo del método gráfico, Prevéy y Perry (1986), determinan las tensiones residuales radiales y axiales en un espécimen cilíndrico de acero AISI 1045 después de un proceso de mecanizado y electropulido, el espacio interplanar en el plano (211) está en el orden de los 0,11709 nm en la fase ferrítica del acero. En Prevey y Perry (1989), se realizó un estudio de difracción

por rayos x empleando el método de $\sin^2 \psi$ de un acero AISI 1045 endurecido por temple por inducción donde se determinó la influencia del endurecimiento de las diferentes capas en las magnitudes de las tensiones de primer género (tanto normales como tangenciales), Prevéy (1991), en un acero 8 620 granallado, determina las tensiones residuales macroscópicas en función de la profundidad de penetración, desde el punto de vista de las mediciones de tensiones residuales, Sakai *et al.* (2004) mide el perfil de las tensiones en líneas de tuberías para los propósitos de mantenimiento. Sin embargo, en ninguno de estos trabajos se considera el comportamiento de las tensiones residuales y del método de $\sin^2 \psi$, para el análisis microestructural de muestras deformadas con rodillo, que permitan establecer el mecanismo de endurecimiento de la aleación AISI 1045.

1.9. Endurecimiento por deformación en frío

Acritud es el aumento de dureza que adquiere una aleación por deformación en frío en dependencia de factores externos como la naturaleza del esfuerzo y velocidad de aplicación, pero sobre todo depende del grado de deformación que el material experimenta y de la estructura de la aleación (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 el material o aleación (Smelyanky *et al.*, 1990).

Cuando la deformación alcanza un ciclo crítico por encima del límite de acritud, el material falla por fractura frágil, durante el proceso las tensiones producen deslizamiento en el interior de los granos cristalinos o ruptura de los mismos y crean tensiones de cizalladura, que alcanzan un período máximo en algún punto, donde aparecen deformaciones permanentes o fracturas, lugar a partir del cual se inicia el fallo (Lubliner, 1986; Álvarez *et al.*, 2004 y Alcántara *et al.*, 2008b).

Según Pickering (1996); 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 en la medida que sea menor el espesor final, es decir, cuanto mayor haya sido la reducción en frío.

1.10. Conclusiones del capítulo 1

El análisis de las fuentes bibliográficas consultadas permite plantear que:

- En las referencias consultadas no se muestran las regularidades del comportamiento de las propiedades metalúrgicas en correspondencia con la variación de las condiciones de aplicación de cargas compresivas, generadas por un rodillo, sobre la superficie de la aleación de medio contenido de carbono AISI 1045.
- Las teorías científicas existentes sobre la deformación plástica superficial de acero de medio contenido de carbono como el AISI 1045, no resuelven el comportamiento del efecto del tamaño de grano y comportamiento de las micro y macrotensiones, ni el mecanismo que provoca el endurecimiento cuando es sometido a un proceso de endurecimiento por rodadura.
- Las tensiones residuales de primer y segundo género, caracterizan el nivel de tensionamiento del acero AISI 1045 deformado plásticamente y su determinación se puede realizar a partir de la difracción por rayos x, no obstante, las referencias consultadas no reportan la aplicación de esta técnica en la aleación AISI 1045 deformada por rodadura.

CAPÍTULO 2

MATERIALES Y MÉTODOS

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

La deformación plástica superficial por rodillo, llamado acabado sin viruta, es un trabajo en frío en la superficie del material donde se aplica una fuerza que excede el límite de resistencia a la deformación de la aleación. Se realiza con una herramienta que contiene un rodillo en diámetros interiores y exteriores de piezas previamente maquinadas.

En el capítulo se plantea como objetivo establecer la metodología para el proceso de deformación plástica, propuesta del diseño de experimento y los métodos para el análisis de las macro y microtensiones a través de la difracción por rayos x.

2.2. Caracterización del material a deformar plásticamente por rodillo

El análisis químico del material, como se observa en la tabla 2.1, 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.

Tabla 2.1. Composición química del acero AISI 1045

C	Mn	P	S	Si	Cr
0,46 %	0,65 %	0,01 %	0,019 %	0,25 %	0,40 %
Ni	Mo	Cu	Co	Al	Fe
0,40 %	0,10 %	0,16 %	0,01 %	0,005 %	97,75 %

Los parámetros determinados se encuentran dentro de los establecidos para cada elemento, según la composición mostrada en la tabla 1.1 del epígrafe 1.2.1. En la tabla 2.2 la composición química de cada elemento.

Tabla 2.2. Balance de masa en porcentaje de átomos y volumen del acero AISI 1045

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Σ	
% masa	0,45	0,25	0,65	0,40	0,10	0,40	2,25	
No de mole	0,0375	0,0089	0,0118	0,0077	0,0010	0,0068	0,0737	1,7455
% átomo	2,0614	0,4892	0,6486	0,4233	0,0550	0,3738	4,0513	95,7487
Fe \approx 97,75	No de moles total 1, 8192				100,0000 %			

Para el proceso de deformación es más conveniente realizar el análisis en número de átomos y su volumen. En 100 átomos de la aleación hay 2 átomos de carbono; 0,5 átomos de silicio y 96 átomos de hierro. Como la celda del Fe es cúbica centrada en el cuerpo Fe- α (2 átomos de Fe), entonces a la celda están asociados 0,041 átomos de carbono, que es la unidad del conjunto de los elementos aleantes; el 0,081 es el resto de átomos de elementos.

Es la diferencia en diámetros atómicos lo que va a permitir al elemento de átomo más pequeño difundir a través de la celda del otro elemento de mayor diámetro. Por lo antes expuesto se considera que al someter a compresión la superficie de la aleación por medio de rodillo, existen deformaciones reticulares en la estructura interna de la aleación AISI 1045, hay un nuevo acomodo de dichos átomos y nuevas relaciones de los parámetros de la celda unitaria, lo que incrementa la dureza.

2.2.1. Análisis microestructural

Se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, ubicado en el Laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, 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 5 (ASTM E 112), se corresponde con la estructura metalográfica del centro de la muestra patrón del acero AISI 1045 deformado plásticamente.

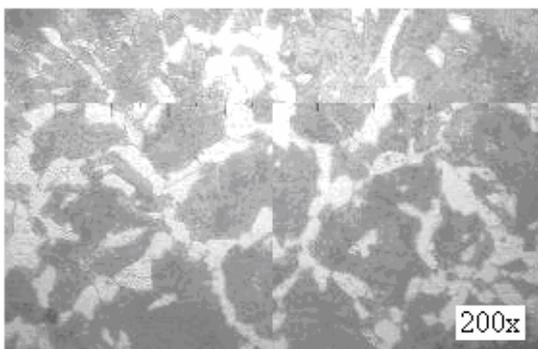


Figura 2.1. Estructura metalográfica ferrita - perlítica del acero AISI 1045 (200x).

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 con un mayor endurecimiento.

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

Según Taylor (1963), el endurecimiento de estos dos constituyentes 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.

2.3. Características de la herramienta para la deformación plástica por rodillo

El perfil del elemento deformante (rodillo) es fabricado de acero rápido (HSS), aceros aleados con cromo, de aleaciones duras o de carburo cementado y pulido (Odintsov, 1987; Cogsdill Tools, 2003; Elliot Tools, 2004 y Bright Burnishing, 2003). Debe poseer una alta dureza, entre 58 y 65 HRC y resistencia al desgaste. La forma del perfil de trabajo del rodillo influye marcadamente en los resultados obtenidos en el proceso de elaboración de la superficie (Bencere Products, 2005).

El rodillo (1) (figura 2.2), tiene 50 mm de diámetro (D_{rod}), es de acero AISI 5140, con una dureza de 65 HRC, un acabado Ra de 0,5 μm y un radio en el perfil de dos milímetros. Se

selecciona el tipo de rodillo, porque para el endurecimiento de este tipo de piezas, es necesario utilizar un radio de perfil pequeño, el cual permite obtener el mayor aumento de la dureza, con esfuerzos relativamente pequeños (Murthy y Kotiveerachari, 1981).

El cuerpo de la herramienta (2), es una barra de sección rectangular, que permite instalarla en el portaherramienta de la máquina. Una vez instalada la herramienta, se ajusta el indicador de carátula (3) que tiene una precisión de $0,005 \mu\text{m}$ y que admite determinar la fuerza que se transmite a la pieza a través del rodillo, la ranura (4) evita la rigidez del sistema y las vibraciones que pueden surgir durante la operación.

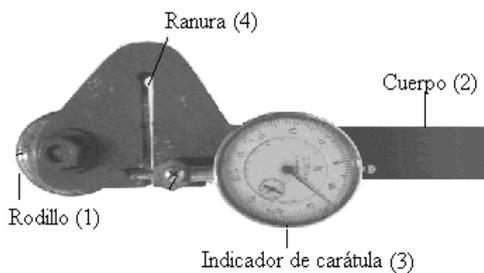


Figura 2.2. Herramienta empleada en la deformación plástica superficial por rodillo.

Se clasifica como herramienta de rodillo simple. Se selecciona porque sus características geométricas y constructivas ofrecen las magnitudes de fuerza que se necesitan en el experimento, por lo fácil que resulta su adaptación a la máquina herramienta y por lo sencilla que resulta su calibración. La misma se adapta muy bien a las condiciones tecnológicas de los talleres del país que se caracterizan por producciones que pueden llegar a ser hasta seriadas, además de facilitar el tratamiento de piezas simétricas de revolución, ampliamente elaboradas en los talleres mecánicos.

2.4. Elaboración mecánica de las probetas para la deformación

Se previó que el material, según estado de entrega, fuera laminado en caliente, no obstante a esta condición, le fue aplicado un tratamiento térmico de alivio de tensiones a $650 \text{ }^\circ\text{C}$, durante dos horas, con el objetivo de homogeneizar la estructura y eliminar la mayor

cantidad de tensiones, propias del proceso de fabricación. Las operaciones de corte se realizaron según norma ASTM E 3 – 95, con el empleo de una segueta mecánica y 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 normalizadas según norma ASTM E 646 – 00. Las dimensiones de las mismas aparecen en la figura 2.3.

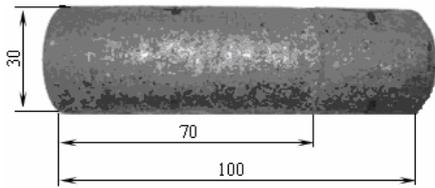


Figura 2.3. Muestra empleada en el proceso de deformación.

Las muestras se sometieron a proceso de torneado, en condiciones de intensa evacuación del calor. Se empleó un torno 16 D 20 y una cuchilla de torner con ángulo de posición principal $\phi = 45^\circ$, ángulo de incidencia principal $\alpha = 18^\circ$ y ángulo de ataque $\gamma = 0,15^\circ$, con sujeción mecánica Sandvik, código del vástago PSSN R 25 25 M 12, una plaquita SNMG 12 04 08 – PM de calidad 4025 (Coromant corokey, 1996). Se cilindraron entre plato y punto, se tuvo en cuenta los siguientes regímenes de elaboración: número de revoluciones por minuto, avance de la herramienta y la profundidad de corte (Casillas, 1987).

2.5. Diseño de experimento para la deformación plástica por rodillo simple

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 (Hendry *et al.*, 1973; Hlavacek, 1978; Westerberg, 1980 y Chacín, 2000).

Se escogió un diseño de experimento factorial completo (Gutiérrez y De la Vara, 2003), con tres variables y tres 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 2.3.

Tabla 2.3 Matriz de planificación de los experimentos

Niveles	Variables			Salidas		
	n_r (rev/min)	P (N)	S (mm/rev)	H (HV)		
(-1)	27	500	0,075			
(0)	54	1 500	0,125			
(+1)	110	2 500	0,25			
Ensayo				HV1	HV2	HV3
1	-1	-1	-1	HV1	HV2	HV3
2	-1	-1	0	HV1	HV2	HV3
3	-1	-1	1	HV1	HV2	HV3
4	-1	0	-1	HV1	HV2	HV3
5	-1	0	0	HV1	HV2	HV3
6	-1	0	1	HV1	HV2	HV3
7	-1	1	-1	HV1	HV2	HV3
8	-1	1	0	HV1	HV2	HV3
9	-1	1	1	HV1	HV2	HV3
10	0	-1	-1	HV1	HV2	HV3
11	0	-1	0	HV1	HV2	HV3
12	0	-1	1	HV1	HV2	HV3
13	0	0	-1	HV1	HV2	HV3
14	0	0	0	HV1	HV2	HV3
15	0	0	1	HV1	HV2	HV3
16	0	1	-1	HV1	HV2	HV3
17	0	1	0	HV1	HV2	HV3
18	0	1	1	HV1	HV2	HV3
19	1	-1	-1	HV1	HV2	HV3
20	1	-1	0	HV1	HV2	HV3
21	1	-1	1	HV1	HV2	HV3
22	1	0	-1	HV1	HV2	HV3
23	1	0	0	HV1	HV2	HV3
24	1	0	1	HV1	HV2	HV3
25	1	1	-1	HV1	HV2	HV3
26	1	1	0	HV1	HV2	HV3
27	1	1	1	HV1	HV2	HV3

Las probetas se someten a la acción de rodadura en diferentes condiciones, a fin de evaluar la influencia de aquellos factores que pudieran tener un efecto significativo. Teniendo en cuenta que no se dispone de elementos, que permitan fijar de antemano los parámetros de aquellas variables que definan la calidad del proceso, se propone realizar el tratamiento

matemático de las variables involucradas en el endurecimiento por deformación, el cual está relacionado con el incremento de las tensiones requeridas para producir deslizamiento debido a una deformación plástica anterior, además está condicionado por los cambios metalúrgicos internos que ocurren en la aleación.

El número de experimento cuando intervienen F factores con tres niveles cada uno (-1; Δ y + 1), se determina con un arreglo de la función exponencial: $D = 3^F$

Siendo D el número de experimentos y F el número de factores.

Se analizará la influencia de tres factores, de aquí que $F = 3$, luego el número de experimentos sería: $D = 3^3 = 27$ experimentos.

Al analizar el aspecto de la reproducción para decidir cuantas réplicas realizar en cada experimento, se tiene en cuenta que en los posibles modelos que pudieran obtenerse a partir de la matriz experimental, se consideran los que incluyen las relaciones lineales entre las variables y sus interacciones, por lo que sería necesario examinar el error experimental de cada variable y de sus interacciones, cosa que sólo puede hacerse si se tienen tres o más réplicas (X_i), ya que con una réplica la media μ de los valores para un experimento coincide con el valor de la réplica y el error experimental $e_e = \frac{\sum |X_i - \mu|}{q}$, donde q , el

número de réplicas es nulo; con dos réplicas los resultados de la media y del error experimental pueden estar influenciados por una medición anómala y además la varianza

$$J^2 = \frac{\sum (X_i - \mu)^2}{q - 1}; \text{ tendría una dificultad semejante.}$$

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

confiabilidad de los resultados; se decidió que en las corridas experimentales se realizarán tres réplicas.

2.5.1. Fuerza ejercida por la herramienta deformante

Es una influencia a considerar en el endurecimiento superficial de la pieza y en consecuencia con los cambios internos de la aleación como: deformación reticular, parámetro de red, tamaño de grano, sobre el efecto de endurecimiento que se produzca. Es una magnitud que se relaciona con las propiedades a obtener en la pieza para el incremento de la resistencia al desgaste y la fatiga. Se aplicaron cargas de 500; 1 500 y 2 500 N, el proceso de deformación se realizará en seco y con tres pasadas de la herramienta. Las cargas se establecen en correspondencia con la dureza a obtener.

Se consideró el trabajo realizado por Díaz (2006), se estiman las recomendaciones y se adecua el diseño de experimento, se pretende en nuestro trabajo determinar el comportamiento microestructural, macro y microtensiones y el mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045 en las referidas condiciones.

2.5.2. Número de revoluciones por minutos del husillo

Se emplearon número de revoluciones por minutos de 27; 54 y 110 rev/min, lo que permitió variar las propiedades mecánicas por giros, así como el comportamiento microestructural final. Teniendo en cuenta cada número de revoluciones del husillo, se podrá conocer la magnitud total de la deformación obtenida. La selección del número de revoluciones permite evaluar el comportamiento de la pieza en todos sus puntos, ya que cualquier punto hace por minuto el mismo número de revoluciones.

2.5.3. Avance de la herramienta

El avance está limitado por las fuerzas que actúan durante el proceso de elaboración de la pieza. Es una variable que define el comportamiento de la capa deformada, se relaciona

con los parámetros de dureza. Los avances recomendados en la elaboración de aceros con medio contenido de carbono están en el rango de 0,07 a 0,3 mm/rev, según Feschenkov y Majmutov (1989).

2.5.4. Dureza superficial

La dureza es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial (Rodríguez, 2009). Esta variable define el comportamiento del proceso, se medirá al concluir la deformación plástica en frío.

2.6. Metodología empleada para la deformación plástica superficial por rodillo

La magnitud del endurecimiento por deformación en frío y el nivel de las tensiones remanentes en la capa superficial dependen de la fuerza (P), del número de revoluciones (n_r), del avance de la herramienta (S), de la geometría de la herramienta, de la pieza y las propiedades iniciales de la aleación en tratamiento (HB).

En las diferentes literaturas consultadas Boada y Sviagolski (1983); Korotcishe (1989); Murthy y Kotiveerachari (1981); Belozarov *et al.* (1993) y El Axir (2003), han tratado indistintamente de explicar las regularidades del comportamiento de la deformación plástica, en ninguna de ellas se establece una secuencia metodológica de cálculo que permita establecer el endurecimiento por rodillo del acero AISI 1045.

Boada *et al.* (2003) considera en su trabajo el acero AISI 1045, se determinan las tensiones de contacto para establecer el estado de las propiedades físico – mecánicas de superficies tratadas por deformación plástica superficial por el método de elementos finitos.

La tensión de proporcionalidad que actúa sobre toda la zona de contacto de forma distribuida y uniformemente a lo largo del sector, durante el trabajo con rodillo se determina por la ecuación 2.1 (Korotcishe, 1989):

$$\sigma_{pr} = a^3 \cdot \sqrt{\frac{P_p \cdot E}{R_2^2}} \quad (2.1)$$

$$a = \frac{1}{R_2 \cdot \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_3} \right)} \quad (2.2)$$

Donde:

a - coeficiente que tiene en cuenta el radio del rodillo y de la pieza

E - módulo de elasticidad de la pieza; MPa

P_p - fuerza ejercida por el rodillo sobre el material; N

R_2 - radio de la superficie de endurecimiento de la pieza; mm

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

La ubicación de los radios de la pieza y el rodillo a considerar en el proceso de deformación en frío, empleando rodillo, se muestran en la figura 2.4.

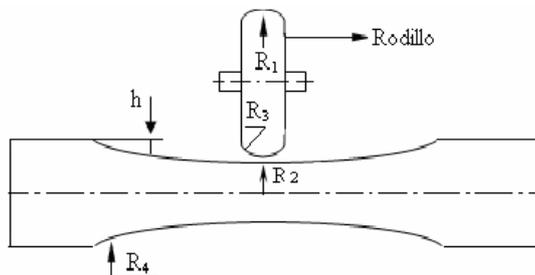


Figura. 2.2. Radios de curvatura del rodillo y de la pieza.

Para evitar el resbalamiento del rodillo, provocado por la fuerza, es conveniente situarlo hacia el eje de la pieza en tratamiento, en dependencia del esfuerzo, de la resistencia del material. La profundidad del endurecimiento, según Korotcishe (1989) se determina como:

$$h = \sqrt{\frac{P_p}{2 \cdot \sigma_T}} \quad (2.3)$$

Donde h es la profundidad de la capa endurecida en mm y σ_T es la tensión de fluencia del material a la tracción, en MPa .

Con el aumento del coeficiente de fricción externa y de la superficie de contacto del rodillo con la superficie de tratamiento, aumentan las irregularidades de la deformación plástica y como consecuencia el nivel de las tensiones. Las mismas surgen durante la compresión mutua de dos cuerpos en contacto bajo la acción de una fuerza externa estando el material en un estado tensional volumétrico al no poderse deformar libremente en esta zona.

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 con rodillos, según Boada *et al.* (2003) es:

$$\sigma_{m\acute{a}x} = 0,245 \cdot n_p \cdot \sqrt[3]{F_n \cdot E^2 \cdot \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} + \frac{1}{R_3} + \frac{1}{R_4} \right)^2} \quad (2.4)$$

Donde:

$\sigma_{m\acute{a}x}$ - 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*

$$n_p - \text{coeficiente que depende de los radios de la pieza y el rodillo: } \frac{R_1 \cdot R_2}{2 \cdot R_2 + R_1} \quad (2.5)$$

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:

$$\sigma_{m\acute{a}x \text{ plast}} = \alpha \cdot \sqrt[3]{P \cdot E^2 \left(\frac{d_1 + d_2}{d_1 \cdot d_2} \right)^2} \quad (2.6)$$

Donde $\sigma_{máxaplast}$, es la tensión máxima de aplastamiento, en *MPa* y α es un 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 es el diámetro del rodillo en mm y d_2 el diámetro de la superficie endurecida en mm.

2.6.1. Estado de tensión en la zona de contacto con la superficie deformada

La calidad de la capa superficial en el caso de usar la deformación plástica superficial en frío con rodillo, 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, los elementos anteriores determinan la dirección de las deformaciones y desplazamientos del acero en la zona de contacto (Chen, 2001).

El cuerpo rígido no lineal puede ser descrito con la ley de Hooke, donde el módulo de rigidez no es constante y depende de la deformación (Dorofev, 1986 y Nikiforov *et al.*, 2001). Para determinar el estado de tensión durante la deformación plástica superficial en frío con rodillo, según Martynenko (2002) se puede aproximar a la dependencia como:

$$\sigma_i = A \cdot \varepsilon^m \quad (2.7)$$

Siendo σ_i la tensión inicial para la deformación por cicloide en *MPa*; A y m son parámetros que dependen de las características mecánicas del material.

A es el parámetro de la tensión para una deformación unitaria y se determina como:

$$A = \sigma_T \cdot m^{-n} \quad (2.8)$$

Y m se calcula por la siguiente ecuación:

$$m = \varepsilon \cdot \left| \ln \frac{\sigma_T}{\sigma_B} \right| \quad (2.9)$$

Donde n es el exponente de endurecimiento; ε es la deformación real en % y σ_B es la tensión elástica del material en *MPa*.

Para el cálculo de las tensiones hace falta determinar las deformaciones de la superficie en la zona de contacto o la cinemática de los puntos de la zona de deformación. Como trayectoria de los movimientos de los puntos de la superficie a elaborar se toma la familia de la cicloide, como se muestra en el modelo de la figura 2.3.

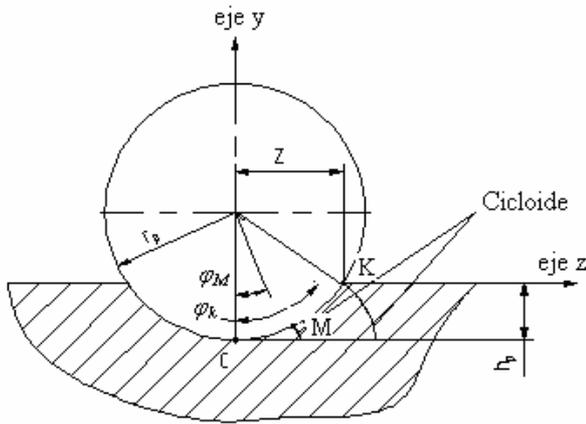


Figura 2.3. Modelo para determinar los puntos por el método de la cicloide.

Para establecer el proceso de deformación del acero AISI 1045, empleando rodillo, se tiene en cuenta la trayectoria de la cicloide a partir del ángulo de contacto entre el rodillo y la pieza, se supone que el punto inferior C del rodillo de deformar, en su corte dado perpendicularmente al eje, se desliza sin deslizamiento y se calcula según Martynenko (2002) como:

$$\varphi_k = \cos^{-1} \left(1 - \frac{h_p}{r_p} \right) \quad (2.10)$$

Donde:

φ_k - ángulo de contacto a la mitad del ancho de contacto; en grados

h_p - profundidad de penetración del rodillo; mm

r_p - radio del rodillo; mm

Teniendo en cuenta la interrelación entre las tensiones que actúan, se puede determinar la distribución de las tensiones por la superficie de contacto en la superficie frontal del rodillo, según Martynenko (2002), de la forma siguiente:

$$\sigma_z = A \left[\frac{1}{1 - \left(\frac{Z - Z_k}{r_p} \right)^2} \right]^m \quad (2.11)$$

$$\sigma_y = A \left[\frac{Z_k - Z}{r_p \sqrt{1 - \left(\frac{Z - Z_k}{r_p} \right)^2}} \right]^m \quad (2.12)$$

La determinación de la mitad del ancho de contacto del rodillo con la pieza, durante el proceso de deformación en frío por el método de la cicloide, se analiza a partir de la relación trigonométrica con el ángulo de contacto (θ_k) por la ecuación (2.13)

$$Z = r_p \cdot \cos \varphi_k \quad (2.13)$$

Donde Z es la mitad del ancho de contacto del rodillo; mm.

Como el proceso de deformación se realiza con rodillo perfilado y la elaboración es en superficie cilíndrica, la variación de la profundidad en la pieza (Z_k), se determina según Martynenko (2002) como:

$$z_k = \sqrt{R_{PE}^2 - \left[\frac{(R_{PE} + r_p) \cdot (R_{PE} - h_p)}{R_{PE} - (r_p - h_p)} \right]^2} \quad (2.14)$$

Donde:

Z_k - variación de la profundidad en la pieza; mm

R_{PE} - radio de la pieza elaborada; mm

El movimiento por cicloide según Martynenko (2002) se determina como:

$$S_z = r_p [(\varphi_k - \varphi_M) - \text{sen}(\varphi_k - \varphi_M)] \quad (2.15)$$

$$S_y = r_p [1 - \cos(\varphi_k - \varphi_M)] \quad (2.16)$$

Donde:

S_z y S_y - movimiento por cicloide en los ejes z e y; mm

φ_M - parámetro que corresponde al ángulo de contacto $0 \leq \vartheta_M \leq \vartheta_k$

Teniendo en cuenta la derivada, se determinan las deformaciones relativas en los ejes ε_z y ε_y , según Martynenko (2002) de la siguiente manera:

$$\varepsilon_z = \frac{dS_z}{dz} = \left[\frac{1}{\sqrt{r_p^2 - \frac{(z - z_k)^2}{r_p}}} - 1 \right] \quad (2.17)$$

$$\varepsilon_y = \frac{dS_y}{dy} = \left[\frac{z_x - z}{r_p \sqrt{1 - \frac{(z - z_x)^2}{r_p}}} \right] \quad (2.18)$$

2.7. Preparación de las probetas para el ensayo de tracción

El ensayo de tracción se realizó empleando una máquina CRITM DNS 200, que presenta una carga de 200 kN. A lo largo del proceso de estiramiento se tomaron medidas del diámetro del cuello en la sección central, con un calibre Vernier de precisión $\pm 0,05$ mm.

Para el ensayo de tracción, se escogieron 28 probetas de acero AISI 1045, con longitud de 120 mm y de diámetro 11 mm según las normas ASTM E 646 – 00 y ASTM E 8 (Goicolea *et al.*, 1996; García-Mateo *et al.*, 1998 y Altenberger, 2006), una sin deformar y 27 deformadas por rodadura, para luego ser traccionadas.

De acuerdo con la hipótesis de que las deformaciones radiales son uniformes, que la distribución de deformaciones plásticas efectivas en el cuello se obtienen manteniendo pequeñas deformaciones elásticas y que las deformaciones tangenciales son nulas (Bridgman, 1944), se comprobó experimentalmente mediante ensayos metalográficos el

comportamiento microestructural en el cuello de las muestras deformadas y traccionadas, para ello, se seleccionaron nueve muestras de las 27 analizadas, que según González-Castellanos (2000) y Zlokarnik (2002), este procedimiento se realiza cuando la población seleccionada, representa el 30 % o un por ciento superior con respecto al total de las muestras estudiadas.

Después del proceso de tracción, del cuello se prepararon muestras con las dimensiones desde 5,51 mm hasta 8,90 mm de diámetro y de 10 mm de longitud, por lo que se hizo necesario el encapsulado, para ello se utilizó resina epoxi ROYAPOX 5050, como se muestra en la figura 2.4.

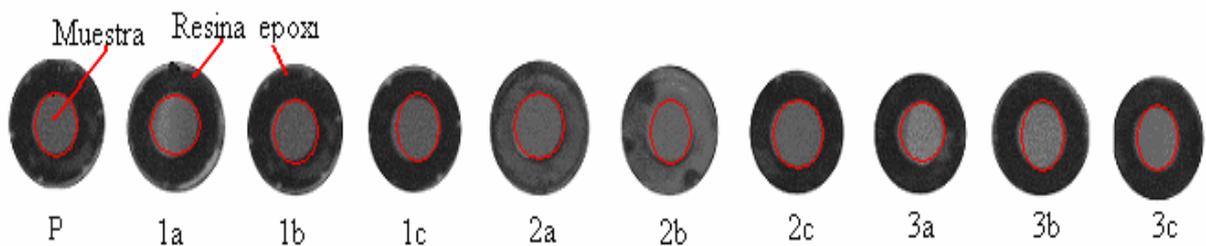


Figura 2.4. Encapsulado de las muestras para el análisis metalográfico.

La asignación de la letra P significa muestra patrón, traccionada y sin deformar, las otras asignaciones son las diferentes muestras deformadas y traccionadas.

Las muestras se encapsularon por ser pequeñas y de difícil manejo. Cuando se va a realizar análisis microestructural en bordes de muestras deformadas, es importante conservar un ángulo de 90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible, de no realizarse esta operación, ya que durante las operaciones de desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen.

En la tabla 2.4 se muestra el diseño de experimento, según la forma, en que se desarrolló la observación de las muestras en el análisis metalográfico.

Tabla 2.4. Matriz de experimentos para la observación de las muestras deformadas y traccionadas

Niveles	Factores		
	n_r (rev/min)	P (N)	S (mm/rev)
(-1)	27	500	0,075
(Δ)	54	1 500	0,125
(+1)	110	2 500	0,25
Muestra			
1a	27	500	0,075
1b	27	500	0,125
1c	27	500	0,25
2a	54	1 500	0,075
2b	54	1 500	0,125
2c	54	1 500	0,25
3a	110	2 500	0,075
3b	110	2 500	0,125
3c	110	2 500	0,25

2.8. Determinación de las tensiones en muestras deformadas y traccionadas

La ecuación empírica más común que describe el comportamiento plástico de un acero, debido a que ajusta de una manera más satisfactoria y simple los esfuerzos y las deformaciones, es la ecuación de Hollomon (Kishore y Sinha, 1996). Si la aleación tiene trabajo en frío, el esfuerzo de fluencia se puede determinar utilizando la ecuación 1.1, entonces el exponente de endurecimiento por deformación, $n \rightarrow 0$, es para un sólido plástico y $n \rightarrow 1$, cuando el sólido se comporta de forma elástico.

Según la norma ASTM E 646 – 00, para una ecuación constitutiva, se puede calcular el exponente de endurecimiento de la forma logarítmica de la curva de tensión de esfuerzo verdadero y deformación verdadera dentro del rango plástico, para ello se hace necesario considerar el logaritmo del coeficiente de endurecimiento, el exponente de endurecimiento y el logaritmo de la deformación. Han sido empleadas en otros trabajos por García-Garino *et al.* (1999); Novillo *et al.* (1999) y Valiente (2001) y se determina:

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon \quad (2.19)$$

La regresión lineal del coeficiente de endurecimiento se puede determinar al obtener los logaritmos de esfuerzos y deformación verdadera.

$$n = \frac{\left[N \sum_{i=N}^N (\log \varepsilon_i \log \sigma_i) - \left(\sum_{i=N}^N \log \varepsilon_i \sum_{i=N}^N \log \sigma_i \right) \right]}{N \sum_{i=N}^N (\log \varepsilon_i)^2 - \left(\sum_{i=N}^N \log \varepsilon_i \right)^2} \quad (2.20)$$

Donde:

N - número de datos

$\text{Log}\sigma_i$ - logaritmo de la tensión

$\text{log}\varepsilon$ - logaritmo de la deformación

ε_i - deformación

La pendiente de la línea de regresión lineal que provee el exponente de deformación se determina de la siguiente forma:

$$n = \frac{N \sum xy - \sum x \sum y}{N \sum x^2 - (\sum x)^2} \quad (2.21)$$

Siendo y el $\text{log}\sigma$ y x el $\text{log}\varepsilon$.

Y el coeficiente K_o se calcula a partir de la tensión ingenieril (e_o) y el exponente de endurecimiento (n), que según Suárez (2007) se determina como:

$$K = S_u \left(\frac{e_o}{n} \right)^n \quad (2.22)$$

Donde S_u es el esfuerzo último en MPa .

2.8. 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.

2.8.1. Preparación metalográfica de la probeta

Para 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 30 mm y espesor de tres milímetros, se realizó el corte con una cuchilla Sandvik con vástago CNGA R 25 25 M 12, plaquita T – MAX – CUT 12 04 12 de calidad T 025 20 (Coromant corokey, 1996).

2.8.2. 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 y ataque químico. En el laboratorio del ISMMM se aplicó el ataque por inmersión de las muestras durante cinco segundos con

el reactivo nital, al cuatro por ciento (mezcla de cinco mL de ácido nítrico (HNO₃) y 100 mL de alcohol etanol (ASTM E – 262 – Practice A).

2.9. Medición de las tensiones

El equipo utilizado se encuentra en el Laboratorio de Análisis Estructural en el Centro de Aplicaciones Tecnológicas y Desarrollo Nuclear, CEADEN. Se programó empleando el compilador de plataforma cruzada “crossplatform compiler Archimedes 5.0”, 1988.

La programación se realizó en lenguaje “C” de la ANSI, haciendo uso de las ampliaciones realizadas por Archimedes Software (Hauk, 1997). El código ejecutable generado por el enlazador fue situado en el hardware mediante el emulador de “eprom MicroMaster” LV de la firma inglesa ICETech.

2.9.1. Determinación de las tensiones residuales de primer y segundo género

Se realizó el estudio de las macrotensiones residuales mediante el método magnetoelástico. Para analizar las tensiones residuales de primer género fue empleado el método magnetoelástico, basado en la medición de la anisotropía de la magnetización (Cruz, 1996; Sakai *et al.*, 2004) y el método de difracción de rayos x (Hauk y Macherauch, 1984; Hauk, 1997), que se fundamentan en la medición de la variación de las distancias entre los planos cristalinos del material antes y después de sometido a la deformación debido a la existencia de tensiones, las cuales deforman uniformemente a muchos cristales en la superficie.

2.9.2. Determinación de las macro y microdeformaciones

Se examinaron nueve muestras (González-Castellanos, 2000 y Zlokarnik, 2002) de diámetro 30 mm y largo 70 mm (figura 2.3). Primeramente se determinó la influencia de la curvatura de la barra sobre las indicaciones del parámetro magnetoelástico, se delimitaron cuatro superficies de medición: cilíndrica no tratada con rodadura (CN), cilíndrica tratada (CT), tapa no tratada (TN) y tapa tratada (TT).

La medición se efectuó según la metodología descrita en Cruz (1996) y Cruz *et al.* (2009), mediante el medidor de tensiones. Este equipo basa las mediciones en el efecto de alta permeabilidad magnética (APM), relacionada con la determinación de la anisotropía que se induce de una aleación ferromagnética, cuando sobre ésta se ejercen tensiones mecánicas.

2.9.2.1. Puntos de mediciones y sistemas de referencia para el tensor de tensiones

El sistema de coordenadas cartesianas xyz de referencia se seleccionó escogiendo la dirección zz' como la del eje del cilindro, haciendo coincidir el plano xz con el plano π , de manera que para CN₁ y CT₁ el ángulo φ polar es cero, mientras que para CN₂ y CT₂ φ es igual 180°. El sistema de referencia e_φ y e_z y el sistema de ejes principales e_1 y e_2 del tensor de tensiones residuales se encuentran en un mismo plano formando un ángulo α entre las direcciones e_z y e_1 . Se determinan las componentes no nulas del tensor de tensiones σ_1 y σ_2 , así como del ángulo α .

La calibración de la permeabilidad magnética vs tensión se efectuó mediante la obtención del coeficiente de calibración T. Para ello se realizó un ensayo de tracción de una barra no sometida a rodadura, se le aplicó un tratamiento térmico de alivio de tensiones a 650 °C durante dos horas, la carga se aumentó discretamente de 0 a 120 kN, de acuerdo a la metodología indicada en Cruz *et al.* (2009). En cada probeta se midieron un total de seis puntos, P:

- 1 en TN, P = TN, situado en su centro.
- 1 en TT, P = TT, situado en su centro.
- 2 en CN, P = CN α $\alpha = 1; 2$, situados en posiciones diametralmente opuestas.
- 2 en CT, P = CT α $\alpha = 1, 2$, situados en posiciones diametralmente opuestas.

Se adoptó la triada de vectores unitarios \vec{e}_r , \vec{e}_φ y \vec{e}_z del sistema de coordenadas cilíndricas como el sistema de referencia asociado a cada uno de los cuatro puntos de medición

situados en las zonas CN y en CT. El tensor de tensiones residuales σ (P) en los puntos $P = CN\alpha, CT\alpha, \alpha = 1,2$; cumple con la relación $\sigma(e_r) = 0$.

Los parámetros fundamentales analizados para determinar las micro y macrodeformaciones de las nueve probetas deformadas, aparecen reflejadas en la tabla 2.4.

Tabla 2.4. Parámetros empleados para el análisis de las micro y macrodeformaciones

Niveles	Factores										
	n_r	S	P	Macrodeformaciones y microdeformaciones							
(+1)	110	0,250	2 500								
(Δ)	54	0,125	1 500								
(-1)	27	0,075	500								
Ensayo				P α		α (0)	$\Delta\sigma$ (MPa)	τ_{xy} (MPa)	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	$\epsilon_{\phi\psi}$
1	27	0,075	500	CN ₁	CT ₁	α (0) ₁	$\Delta\sigma_1$	τ_{xy1}	σ_{11}	σ_{21}	$\epsilon_{\phi\psi 1}$
2	27	0,125	500	CN ₂	CT ₂	α (0) ₂	$\Delta\sigma_2$	τ_{xy2}	σ_{12}	σ_{22}	$\epsilon_{\phi\psi 2}$
3	27	0,25	500	CN ₃	CT ₃	α (0) ₃	$\Delta\sigma_3$	τ_{xy3}	σ_{13}	σ_{23}	$\epsilon_{\phi\psi 3}$
4	54	0,075	1 500	CN ₄	CT ₄	α (0) ₄	$\Delta\sigma_4$	τ_{xy4}	σ_{14}	σ_{24}	$\epsilon_{\phi\psi 4}$
5	54	0,125	1 500	CN ₅	CT ₅	α (0) ₅	$\Delta\sigma_5$	τ_{xy5}	σ_{15}	σ_{25}	$\epsilon_{\phi\psi 5}$
6	54	0,25	1 500	CN ₆	CT ₆	α (0) ₆	$\Delta\sigma_6$	τ_{xy6}	σ_{16}	σ_{26}	$\epsilon_{\phi\psi 6}$
7	110	0,075	2 500	CN ₇	CT ₇	α (0) ₇	$\Delta\sigma_7$	τ_{xy7}	σ_{17}	σ_{27}	$\epsilon_{\phi\psi 7}$
8	110	0,125	2 500	CN ₈	CT ₈	α (0) ₈	$\Delta\sigma_8$	τ_{xy8}	σ_{18}	σ_{28}	$\epsilon_{\phi\psi 8}$
9	110	0,25	2 500	CN ₉	CT ₉	α (0) ₉	$\Delta\sigma_9$	τ_{xy9}	σ_{19}	σ_{29}	$\epsilon_{\phi\psi 9}$

Donde α es el ángulo entre la tensión principal de mayor magnitud y el eje del cilindro zz' , en grados; $\Delta\sigma$ es la densidad de las dislocaciones, en MPa y τ_{xy} es la tensión de cizalladura en el plano xy perpendicular a z , en MPa .

2.9.3. Método difractométrico

Las superficies analizadas fueron cilíndricas, se limpiaron con tetracloruro de carbono. El análisis por difracción de rayos x fue realizado en un difractómetro de goniómetro horizontal (configuración Ω), radiación $CrK\alpha_1$ monocromática y detector de centelleo. Se realizó la medición de la tensión residual σ_{zz} en la dirección del eje de la barra zz' en la zona sometida a rodadura, aplicándose el método de $sen^2 \psi$ (Hauk y Macherauch, 1986 y

Hauk, 1997), que se fundamenta en la medición de la posición de la línea de difracción del plano (hkl) a medida que se varía el ángulo ψ entre la normal a la superficie del material y la normal a la serie $\{hkl\}$ difractantes. Las líneas seleccionadas fueron las de los planos (110); (200) y (211) de la fase ferrítica del acero.

La selección de los tres tipos de planos, es un aspecto que indica cómo la deformación y la subdivisión de la cristalitas, se manifiesta en diferentes direcciones cristalográficas.

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

2.9.4. Evaluación de microdeformaciones

Las probetas analizadas fueron cilíndricas de diámetro 30 mm y largo 70 mm, se determinó la influencia de la curvatura de la barra sobre las indicaciones del parámetro magnetoelástico a partir de los planos (110); (200) y (211), con la aplicación del método convencional de Williamson - Hall (Lamparter, 2000 y Birkholz, 2006). Para obtener los semianchos de línea instrumentales se empleó polvo de hierro.

De acuerdo con la ley de Bragg (Jenkins y Zinder, 1996 y Zolotarevsky, 1996), la profundidad de penetración de las ondas λ , en la subsuperficie depende del ánodo usado, del tipo de material analizado y del ángulo de incidencia de la cara de la muestra y la medida es siempre próxima a la superficie de la misma. La longitud de onda monocromática de incidencia utilizada en el ensayo, fijada en este caso, con el valor de 1,54058 Å (ánodo de cobre), fue constante en todo el estudio.

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

$$\text{sen } \theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl}} \quad (2.23)$$

Donde:

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

n - orden de la difracción (número entero: 1; 2 y 3)

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

Para un pico de difracción 2θ , puede obtenerse mediante la ley de Bragg, el nivel de la distancia interplanar y con él, el parámetro de red a . En el sistema cúbico, el parámetro de red a , es proporcional a la distancia interplanar d_{hkl} de la familia de planos (hkl).

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}, nm \quad (2.24)$$

Siendo a , el parámetro de red, que para el Fe = 0,2866 nm (2,866 Å).

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

$$d_0 = \frac{d(\psi = 0)}{1 - \left(\frac{\nu}{E}\right)(\sigma_A + \sigma_C)} ; nm \quad (2.25)$$

Donde ν y E , son el coeficiente de Poisson y el módulo Young de 1er género respectivamente y σ_A y σ_C son la tensión axial y circunferencial. Para el caso específico del acero AISI 1045, $\sigma_A = 500 MPa$ y $\sigma_C = 250 MPa$ (ASTM A 108).

Para una barra sólida, como en esta aplicación y una condición de tensión plana existente en la superficie deformada, la distancia interplanar tensionada, dependerán de las tensiones presentes y se determina según Freddy *et al.* (2007) y Ruiz *et al.* (2008) como:

$$d_{(\phi\psi)} = \left[\frac{1+\nu}{E} \right] \sigma_\phi d_0 \sin^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_1 - \sigma_2) d_0 + d_0 ; nm \quad (2.26)$$

Donde:

σ_ϕ - tensión residual en el punto de la superficie; *MPa*

σ_1 y σ_2 - tensiones principales en el plano de la superficie; *MPa*

ψ - ángulo de la tensión residual para la difracción; en grados

La posición de los picos de difracción depende directamente de la distancia interplanar de los planos que se encuentren paralelos al plano de difracción. Como cada material tiene una estructura cristalográfica diferente, un patrón de difracción de rayos x es único y característico para cada sustancia y permite, por tanto, identificar qué fases forman la muestra a estudiar. En nuestro trabajo, la técnica ha sido fundamental tanto para la caracterización cristalina en la probeta, como para la identificación de los procesos que se produzcan en la misma bajo deformación.

El modelo de Williamson - Hall (Williamson – Hall, 1953), establece que con el ancho integral del pico de difracción β , puede conocerse la influencia en dos componentes, uno correspondiente al tamaño de partículas y otro a su deformación estructural, ambas en función del ángulo de difracción (θ). A partir de la fórmula de Scherrer (Cullity, 1967), se determina la anchura a media altura del pico como:

$$\beta = \frac{0,9 \cdot \lambda}{d \cos \theta_{(hkl)}} + \eta \tan \theta_{(hkl)}; rad,$$

Esto puede simplificarse como:

$$\beta \cos \theta_{(hkl)} = \frac{0,9 \lambda}{d} + \eta \sen \theta_{(hkl)}; rad \quad (2.27)$$

En esta expresión lineal, la pendiente (η) representa la deformación y el corte con el eje es proporcional al inverso del tamaño de partículas (d). Los estudios realizados por Smith (1955); Stokes y Looney (2004) y Voorwald *et al.* (2005), indican que el ancho de los reflejos varía con el ángulo de acuerdo con las teorías de las tensiones y no con el tamaño

de las cristalitas, intentaron reparar el ensanchamiento debido a tensiones producido por el tamaño de las cristalitas, suponiendo que podían descomponerlo en dos partes proporcionales a $\frac{\lambda}{\cos \theta}$ y $\tan \theta$ respectivamente, pero cuando la distribución de las intensidades en el reflejo se comporta según la expresión $\frac{\lambda}{1+k^2+x^2}$, las causas del ensanchamiento son aditivos. Según Williamson – Hall (1953), los intentos de discernir entre estas dos causas con un plano (hkl) y varios λ o cuando se emplean varios planos ($h_i k_i l_i$) y una sola λ , no ha dado buenos resultados.

El tamaño medio de la cristalita, de la fase cristalina presente en las muestras deformadas se determinó por la fórmula de Scherrer (Warren, 1969; Klug, 1974 y Vives *et al.*, 2004).

$$t = \frac{K\lambda}{FWHM \cos(\theta)}; nm \quad (2.28)$$

2.9.5. Comportamiento de la deformación

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

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} 2\sigma_{\phi} \quad (2.29)$$

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

La ecuación 2.30 relaciona la tensión de la superficie en cualquier dirección definida por el ángulo ψ en la dirección $(\phi\psi)$ y las tensiones principales en la superficie.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (2.30)$$

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

$$e = \frac{\beta}{4 \tan(\theta)} \quad (2.31)$$

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

Cuando una capa está tensionada, los parámetros de red de la estructura cristalina están distorsionados respecto a los de la estructura libre de tensiones. Si se conoce la deformación ε , en el caso de tratar con un material continuo y homogéneo, la deformación se relaciona con la tensión a través de la ley de Hooke.

2.10. 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.

2.10.1. 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:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_{12}} \quad (2.32)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en N; X_1 es la fuerza del rodillo sobre la probeta en N y X_2 es el avance de la herramienta en mm/rev.

2.10.2. 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:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.33)$$

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:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod}f})^2}{N_o - K_0 - 1} \quad (2.34)$$

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:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.35)$$

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

2.11. Conclusiones del capítulo 2

- Con el empleo de la ecuación de Hollomon se pudo determinar el coeficiente de endurecimiento del acero AISI 1045, sometido a deformación por rodadura en frío y luego traccionado.
- La selección de las variables fuerza, el número de revoluciones por minutos del husillo y el avance de la herramienta, pueden ser evaluadas en tres niveles, para determinar la dureza final de la aleación AISI 1045 deformada en frío por rodillo.
- El método del $\sin^2 \psi$ y la selección de los índices de Miller permite determinar el efecto de las micro y macrotensiones del acero AISI 1045 deformado por rodadura y establecer la microtensión o el tamaño del cristalito en el ensanchamiento de los picos, la distancia interplanar tensionada y no tensionada y la deformación en la red cristalina.
- La selección de los índices de Miller (110); (200) y (211) para determinar las micro y macrotensiones, indican como la deformación y la subdivisión de la cristalitas, se manifiesta en diferentes direcciones cristalográficas y permiten establecer con mayor precisión el mecanismo de deformación en frío por rodadura, del acero AISI 1045.

CAPÍTULO 3

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y SU

DISCUSIÓN

CAPÍTULO 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y SU DISCUSIÓN

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 deformacional del acero AISI 1045 sometido a la acción de las cargas por rodadura en frío. El objetivo de este capítulo es establecer el procedimiento para la deformación plástica por rodadura, así como la determinación de las micro y macrotensiones que definen el mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045, deformado en frío.

3.2. Regímenes para la elaboración mecánica de las probetas

Los cálculos de los regímenes de elaboración para las 81 probetas, donde se empleó un número de revoluciones del husillo de 350 rev/min, un avance de 0,2 mm/rev y una profundidad de desbaste de 2,5 mm, muestran que la velocidad de corte debe ser de 35 m/s y que dichas probetas se pueden fabricar en un tiempo de 104 min.

3.3. Parámetros de deformación plástica superficial por rodillo

El proceso de deformación plástica superficial con rodillo contempla parámetros como las tensiones de proporcionalidad en la zona de contacto, la profundidad del endurecimiento, las tensiones máximas por contacto y por aplastamiento y el estado de tensión en la zona de contacto con la superficie deformada por el método de la cicloide.

3.3.1. Tensiones de proporcionalidad en la zona de contacto

Se determinaron las tensiones de proporcionalidad, para las fuerzas de 500; 1500 y 2500 N, fue necesario determinar el coeficiente que tiene en cuenta los radios del rodillo y de la pieza, para lo que se empleó la ecuación 2.2 (el radio del rodillo $R_1 = 25$ mm; los radios R_2 se obtienen a partir de la profundidad de las superficies endurecidas con: fuerza de 500 N, $R_2 = 14,30$ mm; para fuerza de 1 500 N, $R_2 = 13,80$ mm y con la fuerza de 2 500 N,

entonces $R_2 = 13,30$ mm, el radio del perfil del rodillo R_3 es de 2 mm) y el módulo de elasticidad de primer género de la aleación ($E = 2,1 \times 10^5$ MPa). Sustituyendo los resultados en la ecuación 2.1, se obtienen la dependencia de dichas tensiones de proporcionalidad y el factor que considera los radios. Las tensiones que alcanza el acero AISI 1045 cuando se aplica una fuerza de 500 N es de 293,45 MPa, con una fuerza de 1 500 N es de 368,68 MPa y para fuerza de 2 500 N es de 493,85 MPa.

La menor magnitud de tensión obtenida con fuerza de 500 N, es el esfuerzo mínimo necesario para que se produzca el desplazamiento en el acero AISI 1045, pero al incrementar gradualmente la fuerza, 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).

Para un contacto lineal, la fluencia debajo de la capa superficial, comienza cuando la presión media de contacto es aproximada a la resistencia máxima de la aleación, sin embargo la zona sub - superficial plástica está rodeada y constreñida por material que aún está respondiendo elásticamente. Se pueden alcanzar magnitudes de la tensión de contacto con el límite de fluencia del material antes de que la zona crezca lo suficiente como para

lograr, en la superficie, el resultado de un flujo plástico masivo, lo que es consistente con Mutlon (1992) y Han *et al.* (2002).

3.3.2. Profundidad de la capa endurecida

La profundidad de la capa endurecida, donde se consideran las fuerzas empleadas en el proceso de endurecimiento y una tensión de fluencia del material de 415 MPa (según norma ASTM), se determinó por la ecuación 2.3, los resultados obtenidos son los siguientes:

Con una fuerza de 500 N, h_p es de 0,7 mm; para fuerza de 1 500 N, $h_p = 1,3$ mm y para 2 500 N, $h_p = 1,7$ mm.

El aumento de la fuerza de rozamiento incrementa el efecto de la deformación plástica, a la misma vez que la penetración del rodillo es desde 0,7 mm hasta 1,7 mm, reportado por Fernández *et al.* (2008a y 2009). Esto conducirá a la fatiga residual interna del material y un cambio considerable en los parámetros de la dureza en la superficie. La mayor dureza en la superficie se obtiene como resultado del crecimiento de la penetración de la herramienta en la aleación. Bajo fuerza de rozamiento constante, el rodillo penetra y alisa la superficie, lo que causa una mayor deformación plástica debido a la pequeña área de contacto entre el rodillo y la pieza, lo que concuerda con Loh *et al.* (1989) y Fang-Jung y Chien-Hua (2003), quienes consideran que la profundidad de la capa deformada durante el proceso de deformación plástica se encuentra entre 1 y 10 mm.

3.3.3. Tensiones máximas de contacto

La determinación de la variación de la tensión máxima a diferentes fuerzas de rodillado, donde se consideró el módulo de elasticidad de primer género y el coeficiente que depende de los radios de la pieza y del rodillo que a su vez fue calculado por la ecuación 2.5 ($\eta_p = 0,06$), en correspondencia con la ecuación 2.4, se obtiene que la tensión se

incrementa en la medida que lo hace la fuerza y toma magnitud de 470, 4 *MPa*; para fuerza de 500 N, con una fuerza de 1 500 N, la tensión que se logra es de 525, 9 *MPa* y por último, para una fuerza de 2 500 N, el máximo nivel es de 661, 2 *MPa*.

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 rodillo, reforzando lo planteado por Fernández *et al.* (2008; 2009b y 2010).

3.3.4. Tensiones máximas por contacto y por aplastamiento

El cálculo de las tensiones máximas necesarias para lograr el aplastamiento de los granos se determinó por la ecuación 2.6, la que considera las fuerzas aplicadas, el módulo de elasticidad de primer género, el diámetro del rodillo y los radios de las superficies endurecidas ($R_2 = 28,60$ mm, para un fuerza de 500 N; $R_2 = 27,60$ mm, con una fuerza de 1 500 N y $R_2 = 26,60$ mm, para fuerza de 2 500 N), al sustituir los valores en la ecuación se obtuvo que, las tensiones máximas para lograr el aplastamiento de los granos, según las fuerzas aplicadas, son:

$\sigma_{m\acute{a}x\ aplast} = 147$ *MPa* (con fuerza de 500 N); $\sigma_{m\acute{a}x\ aplast} = 213$ *MPa* (para 1 500 N) y para 2 500 N, $\sigma_{m\acute{a}x\ aplast} = 253$ *MPa*.

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. Cuando la presión ejercida excede el límite de fluencia de la aleación, 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).

3.3.5. Estado de tensión en la zona de contacto con la superficie deformada

El comportamiento de la tensión inicial se determinó con el empleo del método de la cicloide, para lo que se utilizó la ecuación 2.7, se consideraron los parámetros que dependen de las características mecánicas del material (A y m), donde los resultados de los mismos fueron obtenidos por las ecuaciones 2.8 y 2.9; $A = 524,03 \text{ MPa}$ (para fuerzas de 500; 1 500 y 2 500 N) y $m = 0,072 \text{ mm}$, para fuerza de 500 N; $m = 0,072 \text{ mm}$, para fuerza de 1 500 N y $m = 0,009 \text{ mm}$, para fuerza de 2 500 N. Se tuvo en cuenta la tensión límite de fluencia y una tensión elástica de 200 MPa (norma ASTM). Los valores de la deformación (ϵ) calculados aparecen en la tabla 1 del anexo 1. En la figura 3.1 se muestra el comportamiento de la tensión inicial respecto a las fuerzas aplicadas en el proceso de deformación en frío del AISI 1045, con el empleo del método de la cicloide.

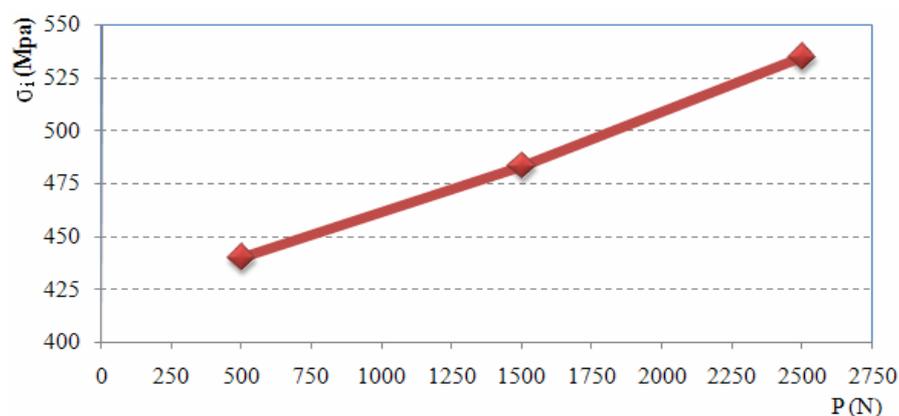


Figura 3.1. Comportamiento de la σ_i por cicloide en la deformación del acero AISI 1045.

Como se observa, la tensión inicial tiene un comportamiento ascendente en la medida que se aumentan las fuerzas, la curva ajustada de la $\sigma_i = 0,047x + 414,5$ con un coeficiente de correlación $R^2 = 0,967$. La tendencia obtenida demuestra que en la medida que es cambiada la variable fuerza, se obtienen mayores tensiones.

Se obtuvo que con una fuerza de 500 N; la $\sigma_i = 439,57 \text{ MPa}$; con una fuerza de 1 500 N; la $\sigma_i = 483,01 \text{ MPa}$ y con una fuerza de 2 500 N; la $\sigma_i = 534,34 \text{ MPa}$. Existen distintas magnitudes de tensiones que provocan el incremento de las tensiones normales y tangenciales debajo de la capa deformada de la aleación, 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).

3.3.6. Determinación del ángulo de contacto en el proceso de deformación con rodillo

El ángulo de contacto se determinó por la ecuación 2.10, teniendo en cuenta la profundidad de penetración calculado por la ecuación 2.3. Se obtuvo como resultado que:

$\varphi_k = 13,59^\circ$, para h_p de 0,7 mm; $\varphi_k = 17,82^\circ$, para h_p de 1,3 mm y $\varphi_k = 21,25^\circ$, para h_p de 1,7 mm. De aquí se deriva que con el incremento de la profundidad de penetración del rodillo, también aumentan los valores del ángulo de contacto.

3.3.7. Análisis de las tensiones normales

Las tensiones normales para los ejes z e y, se determinaron a partir de las ecuaciones 2.11 y 2.12, para resolver ambas ecuaciones se requiere de los resultados de las ecuaciones 2.13 y 2.14 que analizan el ancho a la mitad de contacto del rodillo (Z), cuyos valores dependen del ángulo de contacto (φ_k), de la ecuación 2.10 y de h (ecuación 2.3); para $h = 0,7 \text{ mm}$,

$Z = 48,6$ mm; para $h = 1,3$ mm, $Z = 47,60$ mm y para $h = 1,7$ mm, $Z = 46,60$ mm. Las tensiones normales dependen además de la variación de la profundidad en la pieza (Z_k), con $h = 0,7$ mm, $Z_k = 24,98^\circ$; con $h = 1,3$ mm, $Z_k = 24,95^\circ$ y con $h = 1,7$ mm, $Z_k = 24,93^\circ$. Los resultados de las tensiones normales en los ejes z e y en dependencia del ángulo de contacto φ_k y Z_M son mostrados en la tabla 3.1.

La distribución de las tensiones de contacto en la superficie frontal del rodillo aumenta conforme a como la densidad de las dislocaciones lo hace; al variar las características de la mitad del ancho de contacto (Z_M), con respecto a las tensiones normales en el eje z durante el proceso de endurecimiento, dichas tensiones, se mantienen constantes para cada ángulo empleado.

Tabla 3.1 Tensiones normales por cicloide en los ejes z e y

φ_k	Z_M (mm)	σ_z (MPa)	σ_y (MPa)
13,59°	25,000	489,244	348,752
	24,996	489,244	345,380
	24,985	489,244	326,501
17,82°	25,000	560,700	430,858
	24,996	560,700	430,679
	24,985	560,700	430,138
	24,966	560,700	429,213
21,25°	25,000	645,73	479,60
	25,000	645,73	479,45
	24,99	645,73	478,99
	24,97	645,73	478,23
	24,94	645,73	477,13

De las tensiones analizadas en los ejes z e y , por el método de la cicloide, en el acero AISI 1045, la mayor incidencia la tiene el eje y , ya que existen variaciones en los parámetros obtenidos que provocan la movilidad de las dislocaciones y la deformación en el material.

3.3.8. Análisis del movimiento por el método de la cicloide en los ejes z e y

Para determinar los resultados de las ecuaciones 2.15 y 2.16, se tuvo en cuenta el ángulo de contacto calculado por la ecuación 2.10, el radio del rodillo (r_p) y el parámetro que

corresponde al ángulo de contacto ($0 \leq \varphi_M \leq \varphi_k$). Los resultados para el eje z se muestran en la figura 3.2.

Para el eje z se observa, que al variar los parámetros relacionados con el ángulo de contacto, existe un incremento de los cuellos o espirales que forma el rodillo sobre la superficie de la pieza, en correspondencia con la profundidad de penetración, así como un mayor incremento de los puntos de contacto, según se aplica más fuerza. En correspondencia con estas condiciones, los puntos se amplían desde tres hasta cinco en dependencia de la fuerza y la profundidad, también se puede notar que existen un gran número de puntos que aumentan sus dimensiones al modificar la carga.

La resistencia a dejarse penetrar que experimenta el material va creando tensiones debajo de la capa deformada y la interrelación entre el rodillo con la superficie de la pieza permite obtener, tanto la ley de distribución en la zona de contacto, como los componentes de la fuerza que hacen falta para alcanzar la calidad de la superficie elaborada. Las curvas ajustadas para cada comportamiento son:

$$h_p(0,7); Sz = - 22,56x + 53,3 \text{ y un coeficiente de correlación } R^2 = 0,957 \text{ (azul)}$$

$$h_p(1,3); Sz = - 24,56x + 83,02 \text{ y un coeficiente de correlación } R^2 = 0,958 \text{ (rojo)}$$

$$h_p(1,7); Sz = - 24,36x + 104,5 \text{ y un coeficiente de correlación } R^2 = 0,969 \text{ (verde)}$$

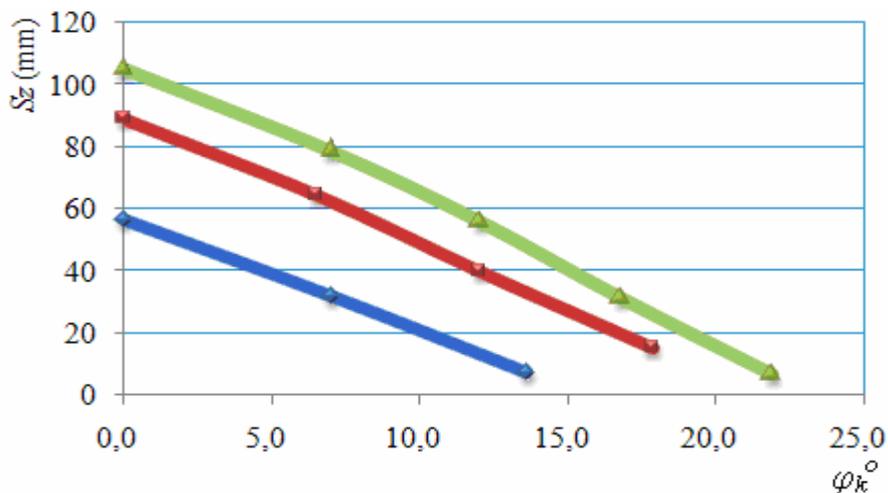


Figura 3.2. Comportamiento del movimiento por cicloide en el eje z.

En la figura 3.3, que relaciona el comportamiento en el eje y, muestra que al variar el parámetro que corresponde al ángulo de contacto (φ_k), para $13,59^\circ$; $17,82^\circ$ y $21,25^\circ$ (tensiones de signos positivos), las curvas muestran un comportamiento de tendencia cíclica, siendo más prolongada para el ángulo de contacto de $21,25^\circ$. En la medida que se incrementa el ángulo, la formación de surcos o cuellos en forma de espiral es mayor y la variación de los ángulos con respecto al movimiento del rodillo no es constante, los desplazamientos que se obtienen en correspondencia con la profundidad, tienden a provocar cambios en la estructura del material y en el endurecimiento del mismo.

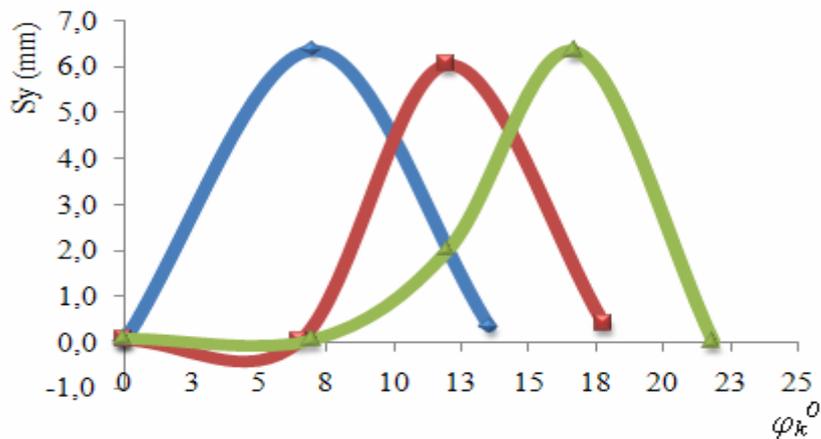


Figura 3.3. Comportamiento del movimiento por cicloide en el eje y.

3.3.9. Análisis de las deformaciones por cicloide

Las ecuaciones (2.17 y 2.18) permitieron determinar las deformaciones en los ejes z e y. Para calcular ambas ecuaciones fue necesario sustituir los resultados obtenidos en la ecuación 2.10. El comportamiento se muestra en la figura 3.4.

Al variar las características del semiancho de contacto, para el ángulo (φ_k), con un valor de $13,59^\circ$, existe mayor penetración del rodillo, la aleación ofrece menos resistencia para ser deformado por presentar una dureza inicial de 170 HB, además una estructura más blanda debido al tratamiento de recocido al que fue sometida, sin embargo para los ángulos de

17,82° y 21,25°, se incrementan las deformaciones, así como el área de contacto, lo que provoca que el material adquiera mayor dureza.

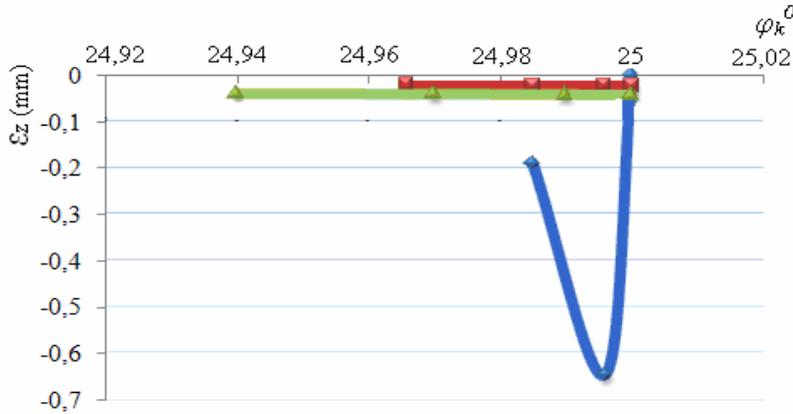


Figura 3.4. Comportamiento de las deformaciones por cicloide en el eje z.

Los elementos deformacionales como son: ángulo de contacto y el cambio de la mitad del ancho de contacto, tienen influencia en el comportamiento de la deformación de la aleación, influyen en el aumento de la velocidad, a la cual las dislocaciones se desarrollan, se reduce la movilidad de las mismas, de modo que funcionan como una barrera más efectiva para la deformación.

Las tensiones de signo negativo (compresión), activan un sistema de deslizamiento en el eje que provocan el endurecimiento, condensan la estructura, deforman los planos cristalinos y se presentan a nivel micro y macroscópico.

Para las deformaciones en el eje y (figura 3.5), se puede observar que existe una menor profundidad al iniciar el proceso de deformación para un ángulo de contacto de 13,59° (tensiones negativas), incrementándose gradualmente en la misma medida que aumentan las fuerzas y el ángulo de contacto, pero a la vez se generan un mayor cantidad de puntos de contacto en la sub – superficie del material. Estas deformaciones (compresión) al igual que en el eje z, provocan la ruptura interna de la estructura cristalina, afinan el grano y ofrecen mayor dureza a la aleación.

Tanto en el eje z como en el eje y, las deformaciones provocan desplazamientos de dislocaciones dando lugar a mayores escalonamientos. Las tensiones residuales se producen cuando hay fuerzas de enlace no compensadas que dan lugar a la separación o al acercamiento entre los átomos de un material. La dislocación de borde positiva genera tensiones de tracción en su parte inferior y de compresión en la parte superior, mientras que una dislocación de borde negativa genera compresión en la parte superior y tracción en la inferior.

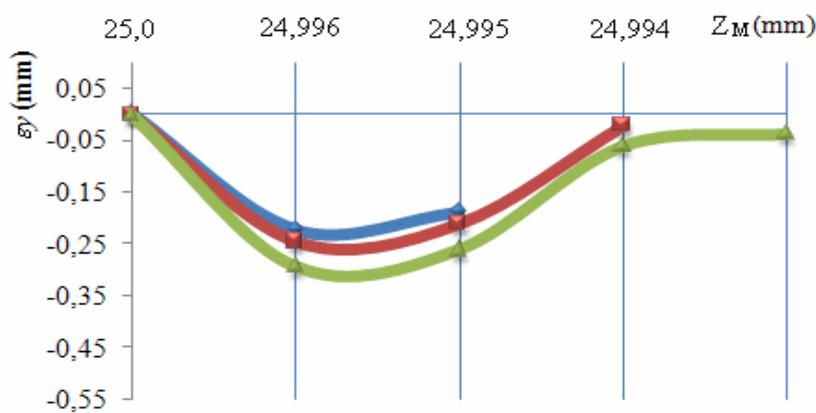


Figura 3.5. Comportamiento de las deformaciones por cicloide en el eje y.

3.4. Determinación de la relación tensión – deformación del acero AISI 1045

Para determinar la relación tensión deformación del acero AISI 1045, sometido a deformación superficial por rodadura en frío y su comparación con el mismo acero, sometido a deformación plástica plana simple se consideró el esfuerzo verdadero (ecuación 1.1), en relación a las fuerzas empleadas en el proceso, de donde se obtuvo la figura 3.6.

Se puede observar que en las muestras deformadas y luego traccionadas, la tensión se va incrementando para fuerza de 500 N y avance de 0,075 mm/rev desde 704; 706 a 716 MPa.

Con una fuerza de 1 500 N y avance de 0,125 mm/rev se obtienen valores de 753; 759; 769 MPa y con la fuerza de 2 500 N y avance de 0,25 mm/rev los valores son de 774; 800; 810 MPa, de un valor inicial de 675 MPa (muestra sin deformar).

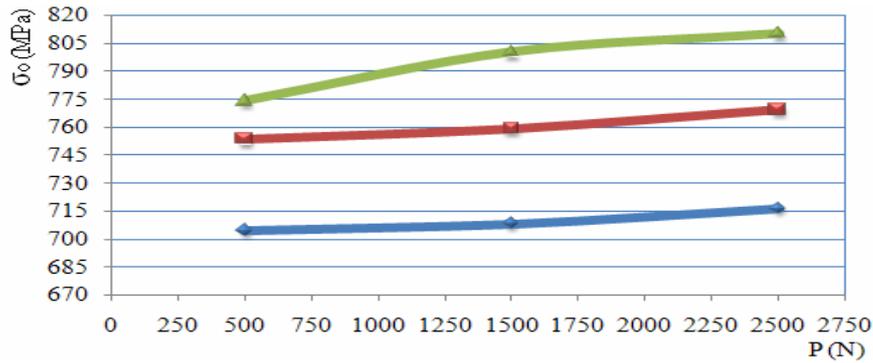


Figura 3.6. Comportamiento del esfuerzo verdadero del acero deformado y traccionado.

Las curvas ajustadas son:

Con fuerza de 500 N; $\sigma_o = 33,27 \ln(x) + 774,7$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,989$

Con fuerza de 1 500 N; $\sigma_o = 13,92 \ln(x) + 752,0$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,916$

Con fuerza de 2 500 N; $\sigma_o = 10,36 \ln(x) + 703,1$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,888$

En la medida que se introduce mayor fuerza, el estado tensional es uniaxial con distribución homogénea de las tensiones, el flujo plástico queda confinado en esta zona, permaneciendo en estado de carga plástica, donde aparecen tensiones radiales y circunferenciales, que dan lugar a un estado de tensión no homogéneo en el material.

3.4.1. Comportamiento del coeficiente de endurecimiento

Los resultados obtenidos del coeficiente K_o (ecuación 2.22), en correspondencia con las fuerzas aplicadas se muestran en la figura 3.7.

Se obtuvo una magnitud de K_o de 1 312,01 MPa, para una fuerza de 500 N; K_o toma valor de 1 318,8 MPa, para la fuerza de 1 500 N y entonces K_o es de 1 325,52 MPa, para la fuerza de 2 500 N. Lo que demuestra que existe variabilidad en el coeficiente según son cambiadas las variables fuerza, avance y número de revoluciones empleadas durante el proceso de endurecimiento del acero AISI 1045. Las curvas ajustadas para el coeficiente K_o son:

Para fuerza de 500 N; $K_o = 9,217 \ln(x) + 1310$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,908$

Para fuerza de 1 500 N; $K_o = 11,24 \ln(x) + 1311$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,935$

Para fuerza de 2 500 N; $K_o = 12,02 \ln(x) + 1313$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,978$

Las curvas, si bien siguen la misma trayectoria y alcanzan prácticamente la carga máxima, muestran distintos rangos para la variable dependiente, el efecto se debe a que el tamaño de la imperfección influye en la magnitud de la fuerza final y consecuentemente en la dimensión final de la deformación.

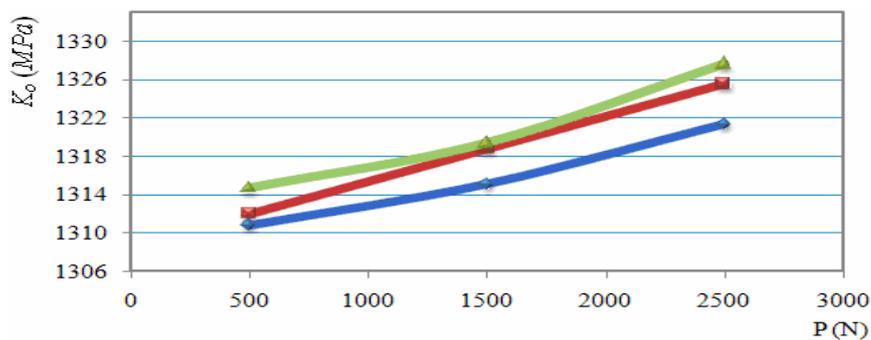


Figura 3.7. Resultados del coeficiente de resistencia (K_o) en relación a la fuerza.

3.4.2. Determinación del exponente de endurecimiento

Las ecuaciones 2.20 y 2.21 interrelacionan los resultados del exponente de endurecimiento, se determinó primero el $\log \sigma$ (ecuación 2.19) y luego el valor de K_o (ecuación 2.22) que permitió resolver el $\log K_o$ y sustituirlo en la ecuación 2.19. Los valores del $\log \sigma$ (tabla 2 anexo 2), se obtuvieron a partir de las variables fuerza, avance de la herramienta y número de revoluciones del husillo, los resultados de n , aparecen en la tabla 2 del anexo 2 y en la figura 3.8 su comportamiento en relación con las fuerzas aplicadas.

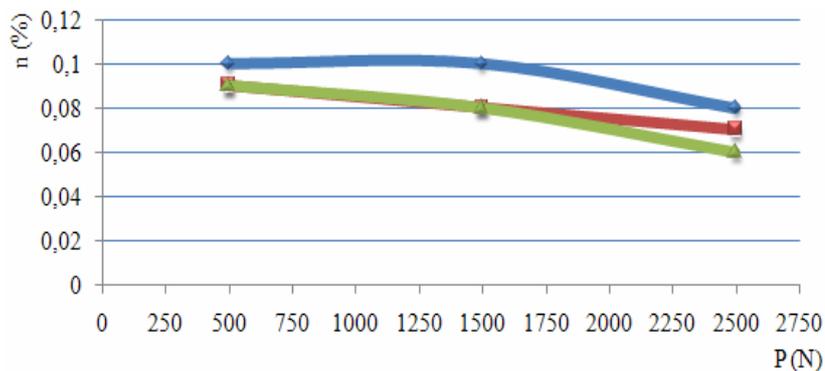


Figura 3.8. Comportamiento del coeficiente de endurecimiento n en relación a la fuerza.

Se observa que cuando hay existencia de trabajo en frío, el exponente de endurecimiento tiende a 0, confirmando lo expresado por Datsko (1991), lo que incrementa a su vez la deformación plástica y el aumento de la dureza, este comportamiento justifica la capacidad de endurecimiento del acero AISI 1045 por rodadura en frío, así como la plasticidad de la aleación. En la tabla 1 del anexo 1 aparecen los resultados obtenidos del ensayo de tracción – deformación. Las curvas ajustadas según el comportamiento de endurecimiento son:

Para fuerza de 500 N; $n = 0,1097e^{-0,0001x}$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,944$

Para fuerza de 1 500 N; $n = 0,0961e^{-0,0001x}$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,956$

Para fuerza de 2 500 N; $n = 0,1025e^{-0,0001x}$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,978$

El valor del exponente de endurecimiento, expuesto por otros autores (Voce, 1948; Friedman y Pan, 2000; Kuroda y Tvergaard, 2000; Suárez, 2007 y Jennifer *et al.*, 2007), para los aceros de medio contenido de carbono, está entre 0,17 y 0,19. Se observa que existe una discrepancia significativa de 64 % entre la cota mínima y para la cota máxima se obtiene una discrepancia de un 36 %.

Al realizar el análisis del esfuerzo verdadero, del coeficiente y el exponente de endurecimiento K_o y n y compararlos con los obtenidos por los métodos anteriores, se determinó que los mismos no están reportados en la literatura especializada consultada por lo que constituye la primera novedad de la investigación.

3.5. Comportamiento microestructural del material deformado y traccionado

Para realizar el análisis microestructural de las nueve muestras, se tuvo en cuenta las diferentes cargas a la que fueron sometidas cada una de ellas. En la tabla 1 del anexo 1 aparecen los parámetros introducidos para el proceso de deformación. Todas las muestras fueron observadas a 200x.

Las microestructuras analizadas muestran diferentes orientaciones cristalinas del grano, las que contribuyen a la activación de un conjunto de sistemas de deslizamiento y se convierten en un sistema activo que determina los niveles de deformación y tensiones locales del grano y consecuentemente con la deformación a nivel macroscópico.

Las figuras 3.9 relacionan el comportamiento de las muestras deformadas y luego traccionadas con la fuerza de 500 N; un número de revoluciones de 27 rev/min y avance de la herramienta de 0,075; 0,125 y 0,25 mm/rev respectivamente.

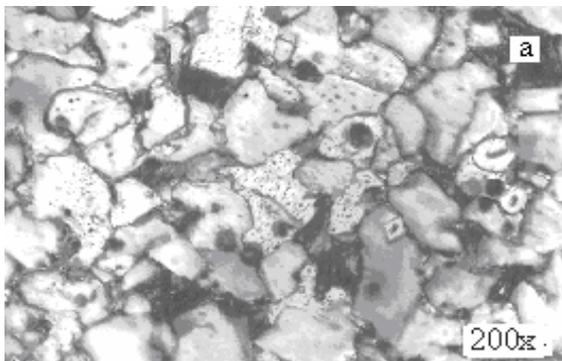


Figura 3.9a. Muestra patrón.

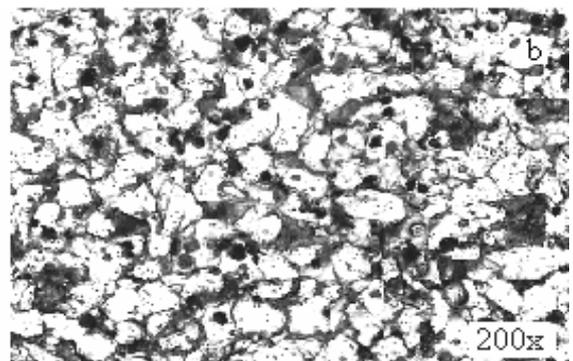


Figura 3.9b. Deformada con S de 0,075 mm/rev

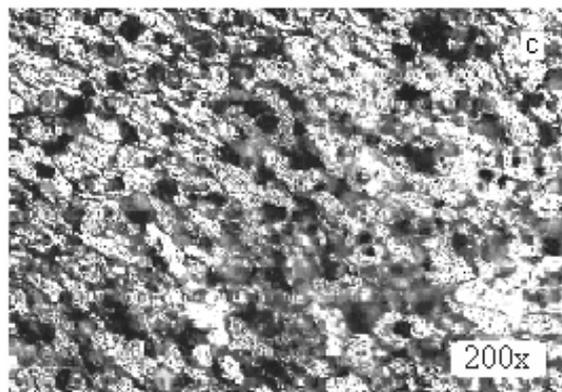


Figura 3.9c. Deformada con S de 0,125 mm/rev.

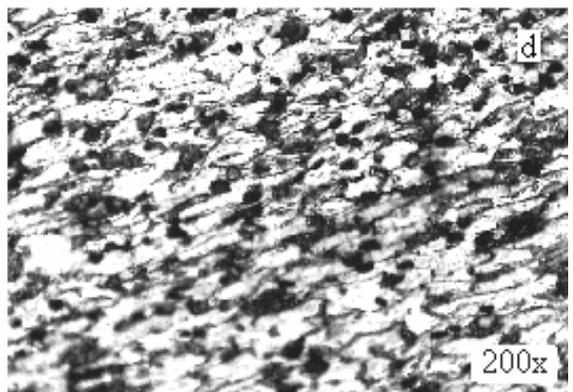


Figura 3.9d. Deformada con S de 0,25 mm/rev.

En las muestras observadas, desde la 3.9a hasta la figura 3.9d, se presenta una microestructura formada por ferrita y perlita. Se han obtenido tamaño de grano desde el número 6 (muestra patrón) hasta el número 7 (muestra 3.9d). Las texturas cristalográficas 3.9b; 3.9c y 3.9d, en relación a la textura inicial, presentan un reordenamiento de la cristallita, donde se aprecia una agrupación ordenadas de los granos en la dirección de la

tensión aplicada. Para las figuras 3.9c y 3.9d, presentan mayor alargamiento, inducido por el incremento del avance de la herramienta, lo que modifica la dimensión de la deformación en el límite del material.

Las muestras deformadas con una fuerza de 1 500 N, un número de revoluciones de 54 rev/min y avances de 0,075; 0,125 y 0,25 mm/rev, se reflejan en las figuras 3.10a, 3.10b, 3.10c, 3.10d.

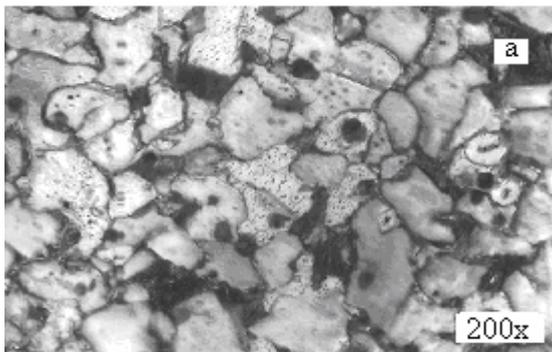


Figura 3.10a. Muestra patrón.

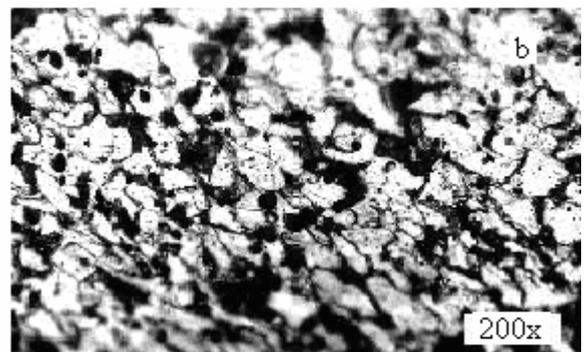


Figura 3.10b. Deformada con S de 0,075 mm/rev

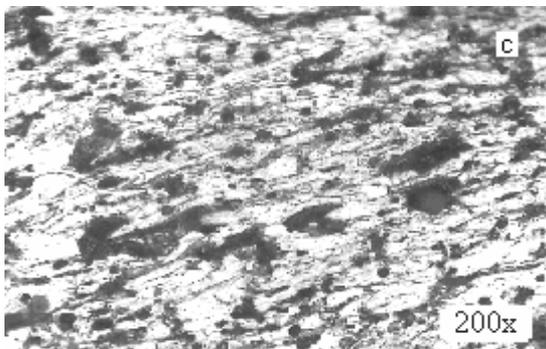


Figura 3.10c. Deformada con S de 0,125 mm/rev.

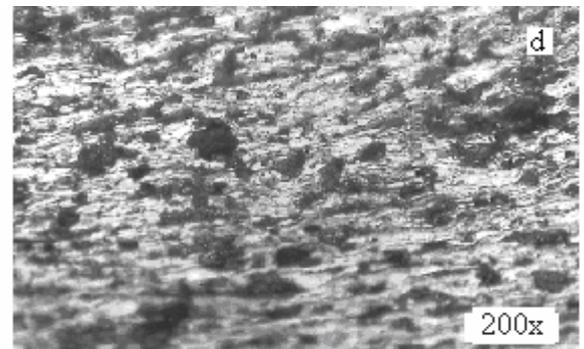


Figura 3.10d. Deformada con S de 0,25 mm/rev.

En este nivel se puede apreciar una mayor agrupación de los granos (número 8) en la estructura en relación con las figuras 3.9. Para las figuras 3.10b; 3.10c y 3.10d, el efecto de las texturas es más relevante en las proximidades de la zona correspondiente a la deformación, se alcanza para la muestra 3.10d un tamaño de grano número 9.

El hecho de tener una textura de gran fracción de volumen, con orientaciones distribuidas aleatoriamente, esto es posible porque durante el proceso de deformación – tracción, se

logra que la distribución de los granos sean más pequeños (hasta G 9). La diferencia en los niveles de deformación en estas muestras respecto a la muestra inicial, está relacionada particularmente con el incremento de las variables fuerza, avance de la herramienta y número de revoluciones del husillo. El hecho de introducir mayor deformación sobre la aleación, provoca que el estiramiento de los granos sea más extendido.

Las figuras 3.11b; 3.11c y 3.11d, se corresponden con la fuerza de 2 500 N; número de revoluciones de 27 rev/min y avance de la herramienta de 0,075; 0,125 y 0,25 mm/rev.

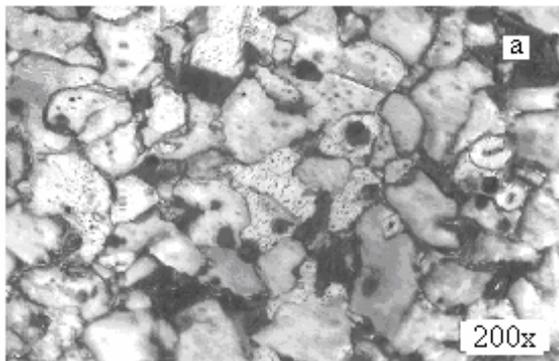


Figura 3.11a. Muestra patrón.

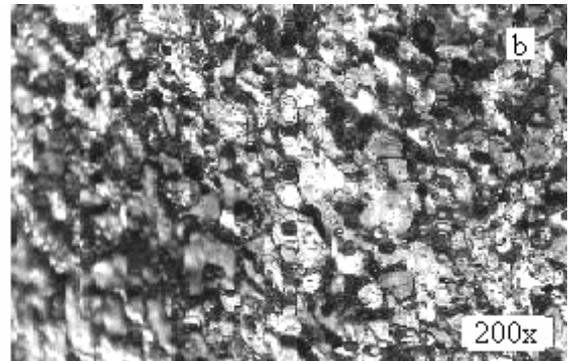


Figura 3.11b. Deformada con S de 0,075 mm/rev

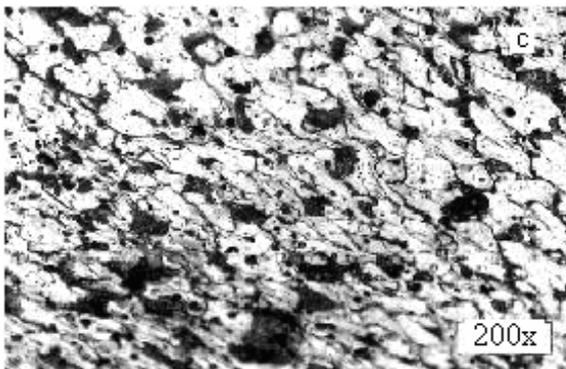


Figura 3.11c. Deformada con S de 0,125 mm/rev.

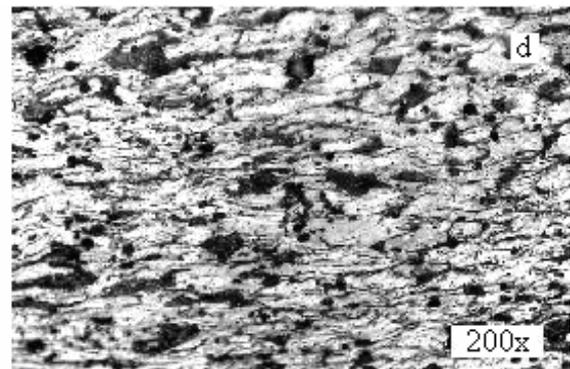


Figura 3.11d. Deformada con S de 0,25 mm/rev.

Para la máxima magnitud de fuerza, se observa una mayor disminución del grano (del número 9 para la muestra patrón hasta el número 10 para la muestra 3.11d), las muestras siguen manteniendo la misma composición física, pero más densa con un mejor reordenamiento de los granos, se puede plantear que la deformación plástica es acomodada por deslizamiento. La activación de los diferentes sistemas, está fuertemente asociada a las

tensiones críticas de activación y la anisotropía plástica depende de la relación entre los niveles de deformación introducidos, el deslizamiento intracristalino se efectúa con esfuerzos menores, ya que los cristales no son perfectos, sino que tienen defectos que ayudan a obtener un incremento de la deformación.

Se observa que al pasar a otro grano contiguo, la dislocación ha cambiado de dirección, por los esfuerzos adicionales, el límite de grano se comporta como una zona de gran desorden, por la discontinuidad entre los planos de deslizamiento, la dislocación no ha encontrado un camino para seguir deslizando y pasar a otro grano, quedándose entonces bloqueada en el límite de grano.

Los resultados son compatibles con el conocimiento de que el trabajado en frío aumenta las deformaciones y que relaciona la textura cristalográfica con la anisotropía plástica planar y normal del material y con la aptitud al conformado, según ha sido reportado por autores como Friedman y Pan (2000); Signorelli *et al.* (2006) y Alcántara *et al.* (2008a).

3.6. Análisis microestructural del AISI 1045 deformado por rodadura

El análisis metalográfico consistió en la observación e identificación de las características de la estructura metalográfica en probetas de acero AISI 1045 deformado por rodadura. Se observaron probetas sin deformar en el centro y con deformación en los bordes, con aumento de 200x. En el anexo 3 tabla 3, aparecen los resultados de las mediciones de dureza realizadas a las muestras y en los anexos 4, 5, 6, 7, 8 y 9, las microestructuras de las muestras deformadas según el diseño de experimento propuesto en el epígrafe 2.5 tabla 2.4 del capítulo II. Se analizará el comportamiento de las probetas en correspondencia con el diseño de experimentos, desde el nivel mínimo hasta el nivel máximo.

Con fuerza de 500 N (figuras 3.12, anexos 4 y 5), la red cristalina comienza a deformarse con el alargamiento de los granos y con la agrupación del enrejado cristalino, la aleación

comienza a adquirir dureza producto de las tensiones de compresión generadas por el rodillo, según ha sido reportado por Fernández *et al.* (2008a; 2008b y 2008c).

Para fuerza de 1 500 N (figuras 3.13, anexos 6 y 7), con el incremento de las variables hay una mayor compactación de los granos en la red cristalina, 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.

Con fuerza de 2 500 N y número de revoluciones de 110 rev/min (figuras 3.14, anexos 8 y 9), se logra una estructura con mayor agrupación de los granos, motivado por el incremento de las variables fuerza, avance de la herramienta y número de revoluciones, según fue planteado por Fernández *et al.* (2008a; 2008b y 2008c).

En las probetas sometidas a deformación, se observa una estructura bifásica de ferrita – perlita, donde existe una agrupación orientada de los granos en la superficie, los límites de los granos se hacen más finos (desde el número 5 para la muestra patrón, hasta el número 10, para la muestra deformada con fuerza de 2 500 N), con estructura en bloque de mosaico, dividida en pequeñas proporciones y una deformación clara de la red cristalina.

Después de ser sometidas a la acción de cargas por rodadura, en las microestructuras se nota un desplazamiento de los planos perdiendo su paralelismo, existe una distorsión en el núcleo a lo largo de los átomos que están por encima del plano de deslizamiento, además nos aporta la dirección y el sentido en el que se mueve la dislocación, siendo el plano de deslizamiento y la dirección de deslizamiento perpendicular a la línea de dislocación.

El endurecimiento en la capa superficial durante la deformación plástica superficial por rodillo, se desarrolla como resultado del arrugado de las micro - irregularidades producidas por el tratamiento, lo que fue expuesto además por Fernández *et al.* (2008a; 2009 y 2010).

La deformación plástica en el acero AISI 1045, representa el movimiento de las dislocaciones por los planos de deslizamiento, con su salida a la superficie de los cristales, es por eso que el surgimiento de cualquier tipo de obstáculo, capaz de dificultar el movimiento de las mismas, provoca el endurecimiento del policristal y el incremento de la resistencia de la aleación. Entre los referidos obstáculos están otras dislocaciones que se encuentran en el cristal, el frenaje al movimiento se logra a través de la reducción del tamaño de grano, como consecuencia del endurecimiento por deformación plástica en frío (acritud), según se reportó por Fernández *et al.* (2008a; 2008b y 2008c; 2009 y 2010).

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.

La reducción del tamaño del grano ferrítico lo hace más duro y resistente, ya que aumenta el área total de fronteras del grano, los cuales impiden el movimiento de las dislocaciones, ha sido expuesto por Buraya (2001); Alfonso (2002) y Rose (2003).

Los resultados obtenidos del comportamiento microestructural coinciden con Fernández *et al.* (2008a; 2008b; 2009a; 2009b y 2010) y constituye la segunda novedad de la investigación.

3.7. Análisis de las tensiones por difracción de rayos x

Para determinar las tensiones de primer y segundo género que caracterizan el mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura, se tienen en cuenta parámetros como son: el comportamiento de las macro y microdeformaciones, el análisis

de la distancia interplanar no tensionada, el análisis de la distancia interplanar tensionada, la determinación de la anchura a media altura, el comportamiento del dominio cristalito, el comportamiento de la deformación y el análisis de la deformación media de la red.

3.7.1. Comportamiento de las macro y microdeformaciones

El análisis de las microdeformaciones se realizó para los índices de Miller hkl_{110} ; hkl_{200} y hkl_{211} , se consideró la longitud de onda y el coeficiente K para cada ángulo de difracción. De los resultados obtenidos de la tensión de compresión en frío, en muestras de acero AISI 1045, sometida a proceso de rodadura, se pudo determinar los parámetros de las macrotensiones en las nueve muestras deformadas, los cuales aparecen en la tabla 4 del anexo 10, donde se pudo apreciar que:

- Existen componentes de cizalladura no nulas que son mayores en las superficies tratadas del cilindro (CT).
- Los ángulos α que forman la tensión principal σ_I con el eje de la barra son significativos en los casos analizados, indicando que las direcciones principales del tensor no coinciden con los ejes del sistema de referencia seleccionado (ZZ' y $\varphi\varphi$).
- Los tratamientos de rodadura aumentan las tensiones de compresión en las superficies tratadas.
- La tensión en la dirección radial, normal a la superficie resulta nula. Para los puntos de medición P = TN; TT, se cumple que $\sigma(\epsilon_z) = 0$.

Para evaluar las microdeformaciones en las muestras analizadas, se tomó como referencia la barra libre de tensiones y la muestra nueve, por ser la muestra con mayor deformación. En la muestra libre de tensión, se pudo observar la ausencia de microdeformaciones y gran tamaño de cristalito o dominios coherentes.

En la barra nueve hay existencia de una disminución del tamaño de esos dominios y un aumento de la microdeformación. El menor esfuerzo encontrado es debido al hecho de que el deslizamiento que ocurre por los esfuerzos cortantes no sucede simultáneamente en todas las posiciones atómicas que se han desplazado en una posición, sino de forma ordenada átomo tras átomo y que han ocupado la vacante del frente de la dislocación.

En todas las superficies deformadas por rodillo, las tensiones residuales obtenidas son de compresión (signo negativo), alcanzando para la muestra nueve un nivel de -156 MPa (tabla 4 anexo 10). Se aprecia que al aumentar la magnitud del módulo de la tensión residual de compresión existe mayor dureza, en la medida que se incrementan los niveles de las variables fuerza, avance de la herramienta y número de revoluciones del husillo.

3.7.2. Análisis de la distancia interplanar no tensionada

Para determinar el resultado de $\sin \theta$ por la ecuación 2.23, se consideró los valores de los índices de Miller (hkl), obtenidos en la ecuación 2.24 para cada distancia interplanar, en relación con el parámetro de red a de las series de planos (110); (200) y (211). El valor de $d_{hkl110} = 0,20265 \text{ nm}$; $d_{hkl200} = 0,14332 \text{ nm}$ y $d_{hkl211} = 0,11718 \text{ nm}$. El ángulo de difracción para el plano (211) es $41,22^\circ$, para el plano (200) es $32,54^\circ$ y para el plano (110) es $22,35^\circ$.

Al sustituir todos los resultados en la ecuación 2.23 tenemos que el $\sin \theta = 0,659$, para el plano (211); el $\sin \theta = 0,537$, para el plano (200) y $\sin \theta = 0,378$, para el plano (110).

El cálculo de la distancia interplanar no tensionada se realizó por la ecuación 2.25, para lo que se consideró los resultados de la ecuación 2.24, el módulo de elasticidad de primer género, el coeficiente de Poisson ($\nu = 0,33$), la tensión axial y la tensión circunferencial. Se tiene entonces que d_o , para el plano (211) es de $0,117131 \text{ nm}$; el valor de d_o , para el plano (200) es igual a $0,14344 \text{ nm}$ y d_o , en el plano (110) es $0,20286 \text{ nm}$. Como se observa, en un material libre de tensiones el valor de la distancia interplanar para una familia de planos, es

independiente de sus orientaciones con respecto a la muestra, en caso contrario la variación será función de la orientación del plano respecto a la tensión.

3.7.3. Análisis de la distancia interplanar tensionada

Se determinó la distancia interplanar tensionada por la ecuación 2.26, las magnitudes de σ_ϕ ; σ_1 y σ_2 , se tomaron de la tabla 4 del anexo 10 y el valor de d_o , se calculó por la ecuación 2.25. En las tablas 5 y 6, del anexo 10 aparecen los resultados de $d_{\phi\psi}$, para los planos (211) y (200) y en la tabla 7 del anexo 11, los valores de $d_{\phi\psi}$, para el plano (110).

La figura 3.15 muestra el comportamiento de $d_{\phi\psi}$ vs $\text{sen}^2\psi$ en el plano (211) se consideró la probeta nueve, la que fue deformada con una fuerza de 2 500 N; avance de 0,25 mm/rev y número de revoluciones de 110 rev/min.

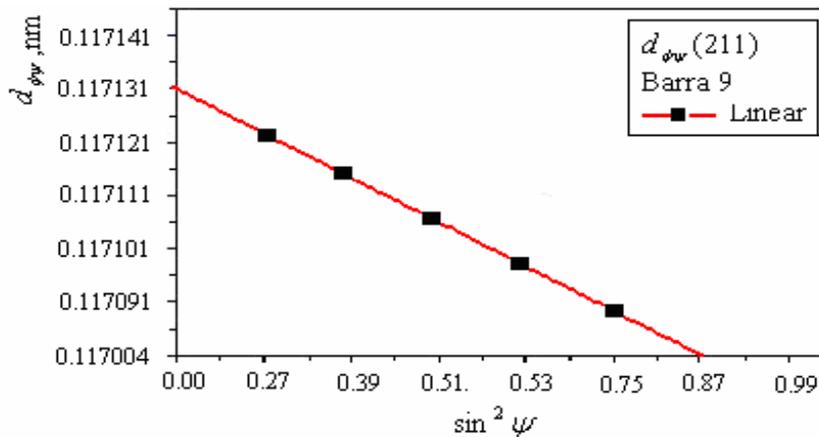


Figura 3.15. Comportamiento de $d_{\phi\psi}$ con respecto a $\text{sen}^2\psi$.

Los resultados muestran una reducción entre la distancia interplanar no tensionada (1,17131 Å) con respecto a la distancia interplanar tensionada (1,17004 Å), la superficie comprimida revela la existencia de una tensión de compresión atendiendo a la disminución de la distancia interplanar libre de tensiones a medida que aumenta el ángulo ψ , así como la presencia de tensiones debido a los cambios que se producen en los parámetros cristalográficos de la red. El resultado más significativo es la relación entre el tamaño de las partículas y las tensiones residuales de compresión obtenidas, de manera que al

disminuir el tamaño de las mismas aumentan en módulo, la magnitud de las tensiones residuales.

Los efectos que han causado las tensiones internas son del tipo microscópico y se pueden considerar como: dislocaciones, fallas de apilamiento, vacancias, gradientes de composición o de tensión, límites de granos, por los cuales ha existido variación de la distancia interplanar. Estos resultados muestran que hay una distribución de esfuerzo de deformación dentro del área irradiada, lo que justifica el uso del análisis clásico del $\text{sen}^2 \psi$.

3.7.4. Determinación de la anchura a media altura

Por la ecuación 2.27 se determinó la anchura a media altura, considerando la constante K (0,9), la longitud de onda, el tamaño de las partículas y el $\text{sen}\theta$, todos estos parámetros para los índices de Miller (hkl). La figura 3.16 establece el comportamiento de la anchura a media altura vs la constante K.

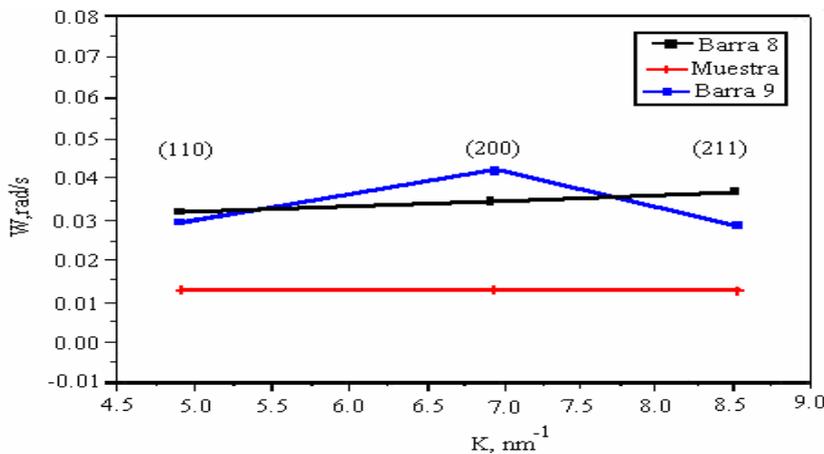


Figura 3.16. Comportamiento de β respecto K.

En la figura 3.16 se observa que para las muestras ocho y nueve se obtienen resultados diferentes en cada reflexión con respecto a la muestra libre de tensión. En la barra nueve para el plano $\beta_{110} = 0,030 \text{ rad}$; para el $\beta_{200} = 0,041 \text{ rad}$ y para el $\beta_{211} = 0,030 \text{ rad}$, en la barra ocho el valor de $\beta_{110} = 0,031 \text{ rad}$; para el $\beta_{200} = 0,035 \text{ rad}$ y para el $\beta_{211} = 0,037 \text{ rad}$.

Los valores de la constante K calculados son: $K_{110} = 4,93 \text{ nm}$, $K_{200} = 6,97 \text{ nm}$ y $K_{211} = 8,54 \text{ nm}$. En un cristal finito cuando un haz incide con un ángulo próximo a θ , el haz difractado no se anula, según ha sido reportado por Cullity (1972). El pico de difracción tiene entonces una anchura física pura β (anchura a media altura del pico), que está relacionada con el tamaño de grano (o dominio de coherencia).

La variación obtenida permite plantear que, con el aumento del valor en el pico de difracción, existe una disminución del dominio cristalito. La magnitud de β muestra $K, \text{ nm}^{-1}$ para la reflexión (200) se distancia bastante de la tendencia seguida por el resto de las reflexiones, ocurre cuando en la morfología exterior existe un apilamiento o acumulación de partículas unas sobre otras en una misma dirección, ofreciendo la misma cara al haz incidente de rayos x, que coincide con la familia del plano (200).

La altura del pico se incrementa desde $0,013 \text{ rad}$, en la muestra libre de tensiones, hasta $0,041 \text{ rad}$ en la probeta nueve, lo que provoca el ensanchamiento del pico de difracción. El pico se ensancha por el efecto del refinamiento de la microestructura (disminución del dominio cristalito) y por el aumento de la tensión residual (microdeformaciones). Ambos efectos están relacionados con la deformación en frío introducida por la acción del rodillo sobre la superficie. El ensanchamiento de los picos de difracción está influenciado, además, por la reducción del tamaño del grano y el aumento del trabajo de deformación en frío del material, el cual provoca un aumento de la densidad de dislocaciones, defectos de apilamiento reticular y un incremento de las tensiones residuales de segundo género.

El valor obtenido de la anchura a la mitad de la amplitud del máximo (FWHM: Full Width Half-Maximum) está afectado por dos factores: el tamaño de grano y las tensiones existentes. El método Williamson - Hall permite separar los aportes al ancho de línea del tamaño de cristalito y de la microdeformación en el material. Se demuestra que el

incremento del semiancho físico del pico se debe exclusivamente a los defectos que aparecen en la estructura luego de la compresión dinámica.

Cuando la dependencia no se obtiene lineal indica una anisotropía en el incremento del semiancho físico del pico que origina o condiciona el material, por ejemplo, la cinética de crecimiento de un cristal, según fue reportado por Kashiwaya (1985) y Valiev *et al.* (2000).

3.7.5. Comportamiento del dominio cristalito

El tamaño medio de cristalito de la fase cristalina, fue determinado por la ecuación 2.28, los parámetros analizados fueron la constante K , la longitud de onda y la altura del pico (β) para cada plano, como se observa en la figura 3.17.

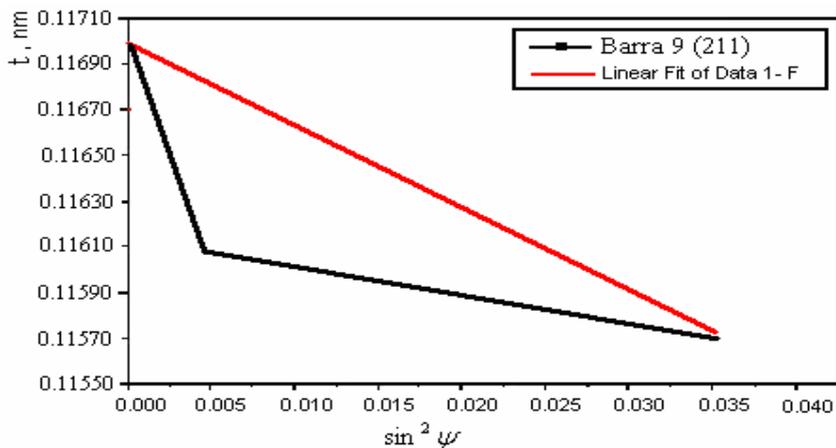


Figura 3.17. Comportamiento del dominio cristalito con respecto a $\sin^2 \psi$.

Se observa que en la muestra nueve, en la medida que aumenta el ángulo ψ , existe un desajuste de volumen entre distintas zonas del material, lo que ha sido provocado por la introducción de deformación plástica no homogénea, por átomos en las cercanías de la superficie y por la disminución del dominio cristalito. La disminución del dominio cristalino hasta $0,116082 nm$, se produce porque la deformación plástica ha multiplicado el número de dislocaciones en la muestra.

Se pudo determinar que durante el proceso, existe un deslizamiento en los granos de la red cristalina, los cuales son producidos por los esfuerzos cortantes (τ) que actúan en la

dirección de los planos cristalinos que fluyen, cuando su magnitud es mayor que la resistencia característica del cristal (τ_c). Todos estos comportamientos tienen como consecuencia final la formación de celdas de dislocaciones por aniquilación o recombinación para reducir la energía del sistema y que dan lugar a una estructura de subgranos, dentro del grano original, por tanto una disminución del tamaño efectivo de la zona de coherencia cristalina. Por otro lado, el aumento de las tensiones residuales en el material viene originado por los campos de tensiones asociados a las dislocaciones y su multiplicación y al incremento de la densidad de dislocaciones.

El comportamiento obtenido tiene causas muy variadas, desde la formación de paredes densas de dislocaciones dentro de un grano, acumulación o apilamiento en las paredes de los granos, agrupamiento desordenado dentro del grano, según reportan Cullity (1967); Klien y Hurlbut (1996); Börner y Eckert, (1997) y Sugimoto (1999).

3.7.6. Comportamiento de la deformación

La deformación se determinó teniendo en cuenta las ecuaciones 2.29 y 2.30, para lo cual se consideró las variaciones de la distancia interplanar no tensionada y tensionada en las superficies cilíndricas tratadas y no tratadas. En la tabla 8 del anexo 11 se recogen los parámetros de la deformación ($\varepsilon_{\phi\psi}$) y en la figura 3.18 el comportamiento de la deformación respecto al $\text{sen}^2 \psi$.

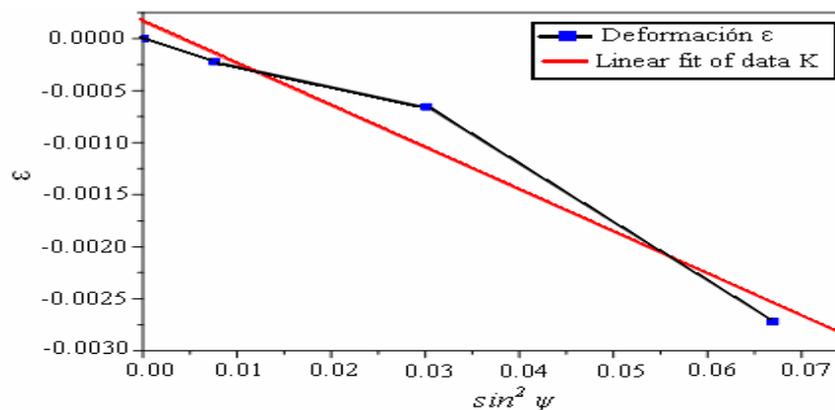


Figura 3.18. Comportamiento de la deformación (ε) considerando $(d_{\phi\psi} - d_0)$ respecto a $\text{sen}^2 \psi$.

En la figura 3.18 se considera el comportamiento de la muestra nueve después del proceso de deformación plástica en frío, con respecto a la muestra libre de tensiones. Las tensiones macroscópicas o macrotensiones se obtienen en la muestra nueve como resultados de la extensión de los granos por encima de lo medido en el material no tensionado, sin embargo, esta anomalía también puede atribuirse a la tensión desequilibrada entre la superficie y el volumen del material en los bordes de los granos, por las tensiones desequilibradas por el movimiento de las dislocaciones, las cuales incrementan el signo de las deformaciones en el proceso de deformación en frío.

La dependencia obtenida en la curva hasta $-0,0027$, es producto de la formación de nuevos cristales durante el proceso de compresión dinámica, dando lugar a dominios cristalitos, cuyos planos han permanecidos orientados perpendicularmente a la dirección en la que se produjo la deformación y que coinciden con la forma exterior de la partícula, donde las tensiones han aparecido como resultado del cambio entre la capa de la superficie del material no deformado y el tensionado por el proceso de deformación plástica, lo que ha introducido cambios en los perfiles de difracción de rayos x, por dos efectos mezclados, tamaño de cristalitas y esfuerzos en la red cristalina.

Según reportes realizados por autores como: Suryanarayana (1998); Callister (1999); Vives *et al.* (2004); Davidienkov y Fitzpatrick (2005), la causa por la que una disminución del tamaño de grano, trae como consecuencia un aumento de la dureza, se debe a dos factores, el primero es que al disminuir el tamaño de grano, aumenta el número de fronteras de grano en una misma área, esto provoca una elevación de las tensiones a nivel cristalino, el otro es que en las aleaciones policristalinas, los bordes de los cristales constituyen un obstáculo ante el que se acumulan las dislocaciones.

3.7.7. Análisis de la deformación media de la red

En la ecuación 2.31 para determinar la deformación media de la red, se consideró la altura media del alto del pico (β) y el ángulo de difracción de Bragg (θ), para cada plano; siendo $e_{211} = 0,00856$; $e_{200} = 0,01611$ y $e_{110} = 0,01838$. Los parámetros de red calculados, en cada plano, varían según se rota el ángulo de difracción θ y cambia la magnitud de β , se atribuye a la presencia de tensiones residuales que inducen cambios en el espaciamiento interplanar y por lo tanto en el parámetro de red de la celda unitaria, esto da origen al ensanchamiento y corrimiento de los picos de difracción, en relación con la ubicación de 2θ y con respecto a los picos de la muestra patrón, ese corrimiento y ensanchamiento del mismo origina tensiones internas (compresión) entre granos vecinos, lo cual densifica la capa superficial y favorece los niveles de dureza, dentro ciertos límites de espesor.

Al determinar las regularidades del comportamiento microestructural, la deformación reticular, el efecto del tamaño de las cristalitas y las macros y microdeformaciones, los cuales caracterizan las tensiones de 1er y 2do género, se puede concluir que, con el empleo de rodillo, los mecanismos que provocan el endurecimiento en frío al acero AISI 1045 son: defecto lineal: dislocación de arista o de Taylor y defecto planar: límite de grano.

Las conclusiones obtenidas sobre las macro y microdeformaciones y sus efectos constituyen la tercera novedad del trabajo, así mismo permiten dar cumplimiento a la hipótesis planteada en la investigación, porque en unión con las demás regularidades anteriormente definidas, permiten establecer el comportamiento metalúrgico del acero AISI 1045 deformado por rodadura y por ende controlar sus propiedades mecánicas.

3.8. Procesamiento estadístico de los resultados

Se determinó estadísticamente, a través del análisis de regresión, la influencia de la aplicación de cargas de rodadura generadas por un rodillo, en la obtención de diversas

propiedades mecánicas y funcionales del acero AISI 1045, el comportamiento que se describe en los modelos que se desarrollan es su capacidad de endurecimiento.

3.8.1. Comportamiento de la dureza con relación a la fuerza

La figura 3.19 muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal para describir las regularidades entre la dureza y la fuerza, el procesamiento estadístico se muestra en la tabla 9 del anexo 11.

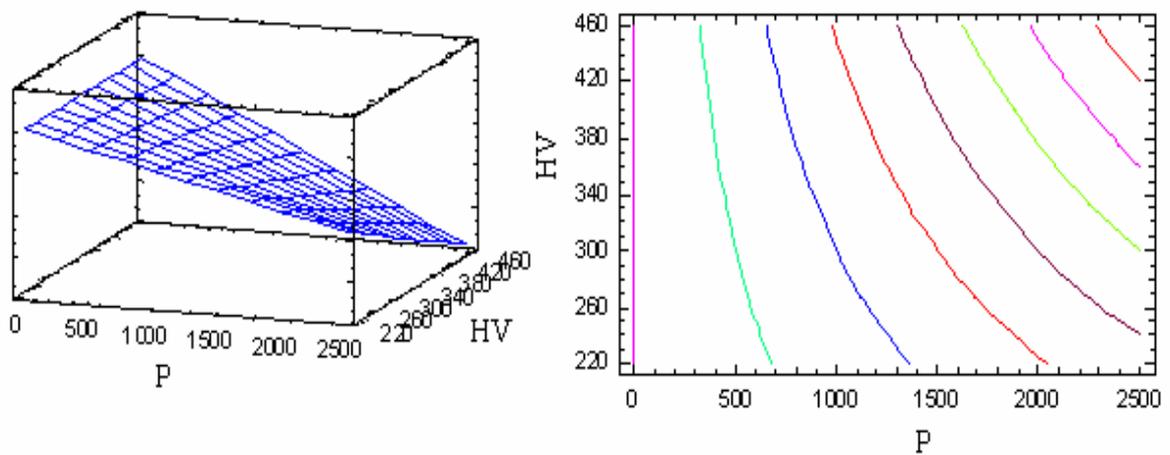


Figura 3.19 Comportamiento de la dureza con relación a la fuerza.

La ecuación del modelo ajustado para dureza es: $HV = 286,085 + 0,0687222 \cdot P$

La curva ajustada es: $HV = 88,674 \ln(x) + 177,13$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,9151$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01, existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99 %. El estadístico R^2 indica que el modelo explica un 93,7689 % de la variabilidad en la dureza. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 54,0711. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas observaciones.

El error absoluto medio (MAE) de 42,727 es el valor medio de los residuos. Con el estadístico Durbin-Watson (DW) se examinaron los residuos y se observó que hay una

correlación significativa dado que el p-valor es inferior a 0,05; la variable fuerza tiene influencia sobre la dureza, esta última tiene tendencia a incrementar, en la medida en que se aumenta la fuerza.

Se decide que para la simplificación del modelo, teniendo en cuenta que el p-valor más alto en la variable independiente es de 0,0000, para la fuerza (P), muy inferior al recomendado (0,01), el término de orden superior es estadísticamente significativo con un nivel de confianza del 99 %. Por tanto, probablemente las variables representan dicho modelo, lo que fue expuesto además por Fernández *et al.* (2008a).

3.8.2. Comportamiento de la dureza con relación al número de revoluciones

La figura 3.20 muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal para describir las regularidades entre la dureza y el número de revoluciones del husillo, el procesamiento estadístico se muestra en la tabla 10 del anexo 12.

La ecuación del modelo ajustado para dureza es: $HV = 326,175 + 0,9891 \cdot n_r$

La curva ajustada es: $HV = 88,674 \ln(x) + 177,13$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,91635$

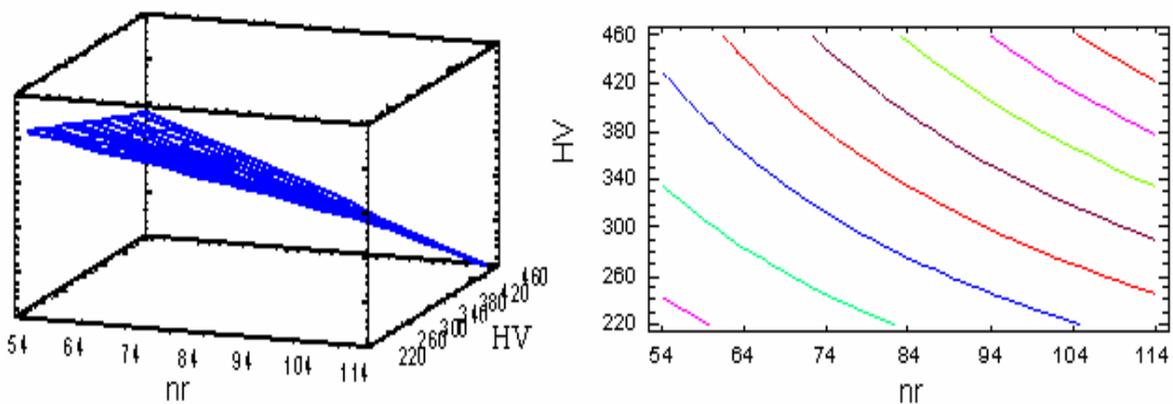


Figura 3.20. Comportamiento de la dureza con relación al número de revoluciones del husillo.

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,05; existe relación estadísticamente significativa entre HV y n_r para un nivel de confianza del 95 %. El estadístico R^2 indica

que el modelo explica un 91,635 % de la variabilidad en HV. El coeficiente de correlación es igual a 0,446805, indicando una relación relativamente débil entre la dureza y el número de revoluciones del husillo. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 71,1446. Este valor puede usarse para construir límites de la predicción para las nuevas observaciones.

El error absoluto medio (MAE) de 0,152048 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos y se determinó que hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos, ya que la variable número de revoluciones, incrementa la dureza en la misma medida en que se aumenta la misma. Dado que el p-valor es inferior a 0,05; hay indicio de una posible correlación serial, lo que fue reportado por Fernández *et al.* (2008a).

3.8.3. Comportamiento de la dureza con relación al avance

En la figura 3.21 se muestran los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal para describir las regularidades entre la dureza y el avance de la herramienta, el procesamiento estadístico se muestra en la tabla 11 del anexo 12.

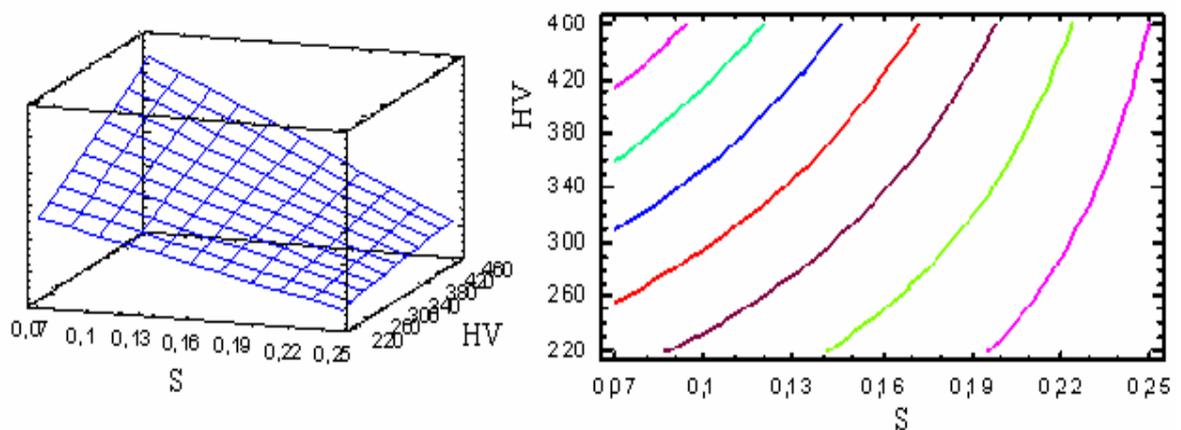


Figura 3.21. Comportamiento de la dureza con relación al avance de la herramienta.

La ecuación del modelo ajustado para dureza es: $HV = 507,917 - 791,795 \cdot S$

La curva ajustada es: $HV = 88,674\ln(x) + 177,13$ y un coeficiente de correlación $R^2 = 0,9151$.

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

El estadístico R^2 indica que el modelo explica un 87,9943 % de la variabilidad en la dureza. El coeficiente de correlación es igual a -0,76154, indicando una relación moderadamente fuerte entre la dureza y el avance. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 51,5409. Este valor puede usarse para construir límites de la predicción para las nuevas observaciones.

El error absoluto medio (MAE) de 41,5062 es el valor medio de los residuos. Con el estadístico Durbin-Watson (DW) se examinaron los residuos y se determinó que la variable avance es significativa en la dureza durante el proceso de deformación en frío por rodadura. Dado que el p-valor es inferior a 0,05, hay indicio de una posible correlación serial, lo que fue expuesto además por Fernández *et al.* (2008a).

3.8.4. Análisis de 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 2.32. Los resultados aparecen en la tabla 12 del anexo 13.

Los cocientes F están basados en el error cuadrático medio residual. 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 que se representan comprueban la importancia estadística de cada uno de los factores. Dado que 2 p-valores (P y S) son inferiores a 0,05, tienen efecto estadísticamente significativo en HV para un 95,0 %.

Se determinó la descomposición de la varianza de los datos en dos componentes: una componente entre grupos y otra dentro de cada grupo. El F-crítico, que en este caso es igual a 27,21; es el cociente de la estimación entre grupos y la estimación dentro de los grupos. Puesto que el p-valor del test F es inferior a 0,05, hay diferencia estadísticamente significativa entre las medias de las 4 variables a un nivel de confianza del 95,0 %.

3.8.5. Análisis de los criterios

En el caso de repeticiones, dado que el F no sobrepasa a 3,182 el valor de $F_{0,05}$, para 2 y 52 grados de libertad, no se puede rechazar la hipótesis nula, es decir el experimento se realiza bajo control estadístico; no hay diferencia significativa entre las repeticiones de cada experimento.

Puesto que para los efectos principales n_r ; P; S, el F toma los valores de 56616,33; 146254, 8 y 1,54 respectivamente y todos ellos sobrepasan a 3,182 el valor de $F_{0,05}$, para 2 y 52 grados de libertad, excepto n_r , la hipótesis nula se rechaza en el caso de los factores P y S, al analizar las variaciones de n_r ; P y S de manera independiente, influyen significativamente en el comportamiento de la dureza solamente los factores fuerza y avance de la herramienta.

Si se trata del efecto de interacciones de dos factores n_rP ; n_rS y SP, el Fisher toma valores de 5115,98; 782,44 y 334, 23 por lo que exceden respectivamente a 2,56; el valor de $F_{0,05}$ para 4 y 52 grados de libertad, se debe rechazar la hipótesis nula; cuando varían simultáneamente las interacciones vistas de manera independiente, se observan variaciones significativas en el comportamiento de la variable independiente, la dureza.

Para el efecto de interacciones con tres factores n_r ; P; S, dado que F toma un valor de 470,68 sobrepasa a 2,13, el valor de $F_{0,05}$, para 8 y 52 grados de libertad, la hipótesis nula

se rechaza; quiere decir que cuando varía simultáneamente n_r ; P; S, se aprecian variaciones significativas en la dureza.

3.8.6. Comportamiento de las variables del experimento

Como se aprecia, la capacidad de endurecimiento (H) tiene un comportamiento creciente en la misma medida que se incrementan las variables del proceso de experimentación: número de revoluciones del husillo (n_r), la fuerza (P) y el avance de la herramienta.

El incremento de la dureza en las probetas de 206 a 457 HV, a partir de un valor inicial promedio igual a 170 HB en las probetas patrón, se produce entre otras causas, por la reducción que provoca en el tamaño del grano la acción de las cargas por rodadura, el resultado se corresponde con la hipótesis de que al incrementar las tensiones de compresión, surge un estado tensional que deforma la aleación, provoca deformaciones reticulares, disminuye el efecto del tamaño de las cristalitas y se crean macro y microdeformaciones, que incrementan la dureza final y mejoran el comportamiento del material en correspondencia con el mecanismo de endurecimiento.

Al comparar los resultados de la dureza superficial con Díaz (2006), se observa que en los resultados obtenidos por este autor, la dureza incrementa desde 222 HV hasta 242 HV, con un máximo de fuerza de 2 000 N; mientras que con fuerza de 2500 N, empleada en el presente trabajo, se alcanza una dureza de 457 HV, esto demuestra que en la medida que se incrementa esta variable, el acero AISI 1045 obtiene mayor dureza en la superficie.

3.9. Efectos en el orden social y ambiental

Uno de los procedimientos que ofrece perspectivas alentadoras para lograr la elevación de las propiedades mecánicas del acero AISI 1045, es el endurecimiento de materiales por deformación plástica en frío empleando rodillo, constituyendo un ejemplo del aprovechamiento de un método que aunque no es novedoso, sustituye operaciones como

los tratamientos térmicos, brindándole a los materiales excelentes propiedades físico – mecánicas, con el mínimo de costos y con menos contaminación del medio ambiente. Es un método alternativo ventajoso respecto a los esquemas tecnológicos tradicionales empleados para aumentar la calidad de las superficies de las piezas, con mayor eficiencia técnica – económica.

3.10. Determinación del efecto económico

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. La valoración del estimado se hará con un fondo anual de 286 días laborables.

3.10.1. Costo de la pieza endurecida por deformación plástica superficial

Una vez calculados los tiempos para la elaboración de la pieza deformada plásticamente, y teniendo en cuenta la incidencia de máquinas, operarios, energía eléctrica, el costo estimado de fabricación por el proceso por deformación plástica superficial es de 8,39 CUP y 5,37 CUC. Los resultados aparecen en la tabla 13 del anexo 14.

3.10.2. Costo de la pieza con tratamiento térmico de alta frecuencia

Después de calculados los tiempos de cada operación, incluido el torneado previo y el posterior rectificado, se puede apreciar la ficha del costo de fabricación de la pieza, cuyo valor estimado es de 36,93 CUP y 8,78 CUC. Los resultados aparecen en la tabla 14 del anexo 15.

Al evaluar el comportamiento de la fabricación de las piezas por ambos procesos con un fondo anual de 286 días laborables se tiene que:

- Deformación plástica superficial: 2 399,54 CUP y 1 535,82 CUC.
- Tratamiento térmico y rectificado: 10 561,98 CUP y 2 511,08 CUC.

El costo de fabricación de la pieza mediante la variante de temple por alta frecuencia y revenido alto es mayor que por deformación plástica superficial por rodillo simple, se obtiene que la deformación plástica por rodillo es un proceso más económico para mejorar las cualidades y las propiedades físico - mecánicas de la superficie de las piezas.

3.11. Aporte en la dimensión ambiental

En el proceso de maquinado se produce gran cantidad de desechos sólidos, los mismos 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 altas temperaturas y las lluvias donde pasan a las aguas subterráneas contaminándolas.

Por otro lado, en los talleres de manufactura se consume una gran cantidad de energía eléctrica, la cual se toma de la red nacional y se convierte en gasto de combustible y contaminación atmosférica debido al proceso de combustión.

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

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 soluciones de cianuro, de agentes enfriadores empleados, aguas residuales, de medios abrasivos, de 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 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.

La aplicación del proceso tecnológico conocido como deformación plástica superficial por rodillo, en muchos casos, evita o hace innecesario el empleo de las tecnologías contaminantes del medio ambiente y altos consumos de energía, las propiedades físico – mecánicas se pueden lograr de las reservas internas del material, que se manifiestan a partir de la deformación en frío de su superficie en forma controlada.

El proceso posee la ventaja adicional de que no induce efectos colaterales negativos en la pieza como en el caso del temple, donde hay que aplicar tratamientos adicionales, para eliminar las tensiones surgidas. Se disminuye también el nivel de ruido.

3.12. Conclusiones del capítulo 3

- La interrelación entre el rodillo y la superficie deformada determinada por el método de la cicloide en los ejes x e y , durante el proceso de deformación en frío con rodillo, provocan tensiones de compresión y tracción, así como variaciones en la macro y microdeformación por efecto de la deformación reticular.
- Al determinar la relación tensión – deformación del acero AISI 1045 sometido a deformación superficial por rodadura en frío y su comparación con el mismo acero, sometido a deformación plástica plana simple, se comprobó que existe una disminución del tamaño de grano, así como en el exponente de endurecimiento n .
- Las muestras deformadas revelan una estructura ferrítica – perlítica, antes y después del tratamiento, se observa la deformación de la red cristalina por la reducción del tamaño de los granos, provocado por el incremento de las tensiones de contacto desde $293,45 \text{ MPa}$ hasta $493,85 \text{ MPa}$.
- Los resultados obtenidos de la distancia interplanar no tensionada, la distancia interplanar tensionada, el dominio cristalito y la altura del pico, permiten estimar la deformación reticular del parámetro de red a , el tamaño de los cristalitos, esfuerzos en la red cristalina y determinar el mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura, lo cual se confirma con el análisis cualitativo de la difracción por rayos x .

CONCLUSIONES GENERALES

- La distribución de tensiones en la sección del cuello de las muestras deformadas y luego traccionadas permitió, a partir del análisis metalográfico, determinar la reducción del tamaño del grano desde el número 6 hasta un tamaño de grano número 10, así como variaciones en el exponente de endurecimiento, siendo para este acero sometido a deformación plástica plana simple $n = 0,19$ y para el mismo acero deformado por rodillo en frío $n = 0,06$.
- Las microestructuras obtenidas en muestras deformadas presentan un tamaño de grano desde el número 5 hasta un tamaño de grano 11, en una profundidad de 1,7 mm, provocado por la acción del rodillo sobre la superficie, por lo que ha existido deformación reticular, disminución en el tamaño de las cristalitas y variaciones en la macro y microdeformación del acero AISI 1045 deformado en frío.
- Por la ocurrencia del deslizamiento en el cristal, que por efecto de las tensiones en el acero AISI 1045, provoca desplazamiento de los planos de difracción, en la dirección que se produjo el esfuerzo, el proceso de deformación plástica superficial por rodillo simple ocurre por la acción combinada de los mecanismos de: defecto lineal: dislocación de arista o de Taylor y defecto planar: límite de grano.
- El procedimiento tecnológico de endurecimiento mediante deformación plástica superficial por rodillo, de piezas fabricadas de acero AISI 1045, tiene un significativo efecto económico con respecto al método tradicional del tratamiento térmico, permite un ahorro de 9 137,7 entre CUP y CUC en un año de trabajo.

RECOMENDACIONES

- Aplicar el procedimiento tecnológico descrito en el trabajo, generalizando los resultados de esta investigación en las industrias del níquel y otras empresas donde se utilizan componentes fabricados de aceros AISI 1045 y que deben ser sometidos a régimen de tratamiento térmico para incrementar su resistencia al desgaste y la fatiga.
- Profundizar en el comportamiento microestructural del acero AISI 1045 deformado por rodadura con la aplicación de método como la Microscopía Electrónica de Barrido, así como establecer un modelo matemático que describa las regularidades mecánicas y funcionales de dicho acero.
- Profundizar en el estudio de la anchura a la mitad de la amplitud del máximo a través de la ecuación $\beta \cos \theta_{(hkl)} = \frac{0,9\lambda}{d} + \eta \text{sen } \theta_{(hkl)}$, que puede ser determinada a través de un perfil Lorentziano o Gaussiano, uno pseudo-Voigth o con transformadas de Fourier.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Adcock, F., The internal mechanism of cold work and recrystallization in cupro nickel, *Journal of the Institute of Metals*. 27 (2) 73 - 101, 1922.
2. Alcántara, D.; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas deformadas por rodadura en los equipos de laboreo minero. 21 (01) 26 – 32, 2008(a). www.uni.edu.ni/Nexo. Consultado el 4 de julio 2008.
3. Alcántara, D.; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas superficiales deformadas plásticamente por el desgaste en elementos circulares. 17 (4) 1 – 4, 2008(b). <http://www.ciencias.holguin.cu>/Consultado el 2 de Febrero de 2009.
4. Agustyniak, B., *Magn. Mater* 196. 1999. p 799.
5. Alfonso, E.; Martín, J., Aplicación de la Ley de Wolf - Bragg en la determinación de las tensiones residuales de primer género. Memorias del II Taller Internacional de Didáctica de la Física “DIDACFISU’ 2000”. Universidad de Matanzas “Camilo Cienfuegos”. 2000. 7 p. Disponible en la World Wide Web en: <http://www.ucbca.edu.bo/institut/cexactas/didacfisudocumentos/ActasHTML/AplicacionDeLaLeyDeWolfBragg.html>.
6. Alfonso, E., Investigación del mecanismo de formación de la acritud y tensiones residuales en las capas superficiales durante el proceso de corte de piezas endurecidas. *Construcción de Maquinarias (Santa Clara)*. 5 (1) 52 – 56, 1995.
7. Alfonso, E., Apuntes sobre la interrelación composición microestructura y propiedades del acero. Monografía. Universidad de Matanzas. 2002.
8. Altenberger, I., Deep rolling, the past, the present and the future. University of Kassel, Institute of Materials Engineering Monchebergstrasse. 3 (34) 125 – 132, 2006.

9. Álvarez, E.; Lancestremere, J.; Mareglia, J.; Barr, J., Fundamentos de la trafilación. Tecnología Mecánica II. Universidad de Buenos Aires. Facultad de Ingeniería, 20 (2) 69 – 76, 2004.
10. Akutagawa, S.; Matsuoka, T.; Sekimoto, H.; Ota, M.; Yasuhara, K., Use of magnetic anisotropy sensor for measurement of stresses on steel support and its potential. ISRM 2003 – Technology roadmap for rock mechanics, South African Institute of Mining and Metallurgy. 2003.
11. American Society for Metals (ASM). Handbook. 8va Edition. 1996.
12. Anglada-Rivera, L.; Padoveseb, J.; Capó, S., Magnetic Barkhausen Noise and hysteretic looping commercial carbon steel: influence of applied tensile stress and grain size, Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 231 (12) 299 – 306, 2001.
13. Archimedes C – 8051 Compiler”, Copyright 1988 – 95. Archimedes Software, Inc.
14. Aparicio, G.; D’ Armas, H.; Ciaccia, M., Comportamiento elastoplástico en tracción de láminas de acero ASTM A – 569. Revista Ingeniería UC. 14 (1) 57 – 63, 2007.
15. Askeland, D., Ciencia e Ingeniería de los materiales. Edición Iberoamericana. Tercera Edición. México. 1985. pp 83 – 97.
16. Askeland, D., The Science and Engineering of Materials 3rd Edition, PWS Publishing Co. Boston, 1994. pp 120 – 135.
17. ASTM E 3 – 95: Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens.
18. ASTM E 8: Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
19. ASTM E 92 – 82: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials.
20. ASTM E 112 Test Methods for Determining Average Grain Size.
21. ASTM E 262 – Practice A: Electrolytic Etchings.
22. ASTM E 646 – 00: Standard Test Method for Tensile Strain – Hardening Exponents (n – Values) of Metallic Sheet Materials.

23. Aust, K.; Rutter, J., Ductility and Grain Size of Nanocrystalline Iron Produced by Mechanical Attrition. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 215 (21) 119 – 127, 1959.
24. Barret, C. *Estructura de los metales*. 1 edición. Editorial Aguilar. Madrid. 1957. 838 p.
25. Beck, P., A Quarterly Supplement of the Philosophical Magazine. 13 (11) 245 – 324, 1954.
26. Belozarov, V.; Legeida, S.; Makhatilova, A., An edge effect in work piece hardening by Seller burnishing, *Vestn. Mashinostr.* 24 (4) 46 – 48, 1993.
27. Belozarov, V.; Makhatilova, A.; Subbotina, V., Cyclic strength of parts with overlapping zones formed by roller burnishing. *Strength of Materials*. Translated from *Problem Prochnosti*, 38 (3) 144 – 148, 2006.
28. Bellier, S.; Doherty, R., The structure of deformed aluminium and its investigations with transmission Kossel diffraction, *Acta Metall.* 25 (4) 521 – 538, 1977.
29. Belyakov, A.; Kaibyshev, R.; Sakai, T., New grain formation during warm deformation of ferritic stainless steel. *Metall. Trans.A.* 29 (1) 161 – 167, 1998.
30. Bengton, U., Design requirements materials properties a basic for materials selection. American society for testing. USA: 8 (2) 230 – 250, 1991.
31. Bencere Products. Burnishing and Super Finishing, England, Obtenido de la Red mundial el 15 de Abril del 2005, <http://www.bencere.co.uk>.
32. Bertotti, G.; Montorsi, A., *Journal Magnetic and Magnetic Materials*. Academic Press, 83 214, 1990.
33. Bertotti, G. *Hysteresis in magnetism*. Academic Press, 1998.
34. 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.

35. Birkholz, M., Thin film analysis by X – Ray scattering. Wiley VCH, 2006.
36. Boada, O.; Sviagolski, Y., Dispositivo para rodilar superficies cilíndricas con fuerza de apriete controlada del rodillo. Construcción de Maquinaria. 8 (2) 45 – 54, 1983.
37. 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 Echevarria. 6 (2) 53 – 58, 2003.
38. Borner, I.; Eckert, J., Nanostructure formation and steady state grain size of ball milled iron powders. Materials science and engineering A. 226 (228) 541 – 545, 1997.
39. Bower, A.; Johnson, K., The Influence of strain hardening on cumulative plastic deformation in rolling and sliding line contact. Phys. Solids. 37 (4) 471 – 493, 1989.
40. Box, G.; Hunter, W.; Hunter, J., Estadística para experimentadores. Editorial Reverté. Barcelona, 1989.
41. Boyle, J.; Spence, J., Stress analysis for creep. Londres. Butterworths, 1989.
42. 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>.
43. Burke, J.; Turnbull, D., Recrystallization and grain growth, London Pergamon Press. Ltd. 1990.
44. Buttle, D.; Dalzell, W.; Thayer, P., Early warning of the onset of rolling contact fatigue by inspecting the residual stress environment of the railhead. 46 (8) 344 – 350, 2004.
45. Bright Burnishing., ¿What is roller burnishing?, India, Obtenido de la Red mundial el 3 de Mayo del 2003, <http://www.brightburnishingtools.com>.
46. Bridgman, P., The stress distribution at the neck of a tensile specimen. Transactions of the American Society of Metals. 13 (4) 553 – 574, 1944.

47. Cabrera J.; Alomar, A.; Jonas, J.; Prado, J., Modeling the flow behavior of a medium carbon microalloyed steel under working conditions, Metall and Mater Trans. A. 28 (5) 2233 – 2244, 1997.
48. Callister, W., Materials Science and Engineering, an Introduction 4th edition, John Wiley and Sons Inc., New York, 1997.
49. Callister, W., Materials Science and Engineering. An Introduction. Fifth Edition. Department of Metallurgical Engineering. University of Utah. John Wiley & Sons, Inc. 1999. 8195 pp.
50. Caraballo, M., Comportamiento físico del acero Hadfield, en presencia de cargas explosivas. Revista Minería y Geología. XX (2) 35 – 40, 2004.
51. Caraballo, M., Endurecimiento mediante explosivos del acero Hadfield. Tesis presentada en opción al Grado Científico de Doctor en Ciencias Técnicas. ISMMM, 2004.
52. Casillas, A., Cálculo de taller. 5ª ed., Madrid, España 1982. pp 316 – 321.
53. Caubet, J., Teoría y Práctica Industrial del rozamiento. 3ª ed., Madrid, España, 1971.
54. Cogsdill Tool Products, Inc., Roller burnishing, USA, Obtenido de la Red mundial el 8 de mayo del 2003, <http://www.cogsdill.com>.
55. Coromant corokey., Guía de aplicación de herramientas. pp 38 – 43, 1996.
56. Cullity, B., Elements of x – ray diffraction. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science. University of Notre Dame. 1967. 514 p.
57. Cullity, B., Elements of x - Ray Diffraction, Addison Wesley, 2nd ed., 1972, p 470.
58. Cruz, C., Magnetoelastic Sensor. ECSR4. Abstracts Book, 104, 1996.
59. Cruz, C.; Herrera, V.; Abreu, A.; Piñera, H., Manual de tensiones residuales y del medidor “TENSO”, CEADEN, 2009, registro CENDA, Capítulos 3, 4, 6.

60. Chacín, F., Diseño y análisis de experimentos I. Ed. FEPUVA – UCV. Caracas, Venezuela. 2000. p 388.
61. Chaparro, S., Comparación técnica de la mezcla de arena para el proceso CO₂ y el sistema de arenas autofraguantes. Ciencia e Ingeniería Neogranadina. 16 (2) 104 – 112, 2006. <http://redalyc.uaemex.mx>.
62. Chen, C., Ball Burnishing of Plastic Die Casting Steel, Master thesis, National Taiwan University of Science and Technology, 2001.
63. Datsko, J., Material Properties and Manufacturing Processes. New York (EE.UU): John Wiley and Sons, 1991.
64. 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.
65. Davidienkov, T.; Fitzpatrick, M., Measurement Good Practice Guide No. 52, Determination of Residual Stresses by x – ray Diffraction – Issue 2, National Physical Laboratory – NPL, United Kingdom, 2005.
66. Davis, K., Dissolution of Mg – Fe – Si alloy during “in – mold” treatment”. British foundry man. 4 (8) 87 – 93, 1999.
67. DeLitizia, A., Influence of Shot Peening on the Residual Stresses in Spring Steel Plate, Second International Conference on Shot Peening. 1984.
68. 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, 3 (4) 75 - 79, 2004.
69. 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) 54 – 60, 2005.

70. Díaz, S., Implementación de un procedimiento metodológico para la elaboración de piezas por bruñido con rodillo simple. Tesis presentada en opción al grado Científico de Doctor en Ciencias Técnicas. Universidad Central Martha Abreu Las Villas, 2006.
71. Dieter, G. Metalurgia Mecánica MacGraw – Hill. Book Company, Inc 1967.
72. Dieter, G. Mechanical Metallurgy, Editorial Mc Graw – Hill, 1988.
73. Dogan, O.; Hauk, J.; Laird, G., Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons Metallurgical and Materials Transactions A. 28 (3) 23 – 28, 1997.
74. Dorofev, Y., Production of regular micro – relief by a cycloidally moving tool, Soviet Engineering Resource. 6 (5) 11 – 13, 1986.
75. El Axir, M.; Serage, S., Investigations into the burnishing of external cylindrical surface of 70/30 Cu-Zn alloy, Wear. 127 (2) 123 – 137, 1988.
76. El Axir, M., An investigation into roller burnishing, International Journal of Machine Tools and Manufacture. 40 (11) 1603 – 1617, 2000.
77. El Axir, M.; Ibrahim, A., Some surface characteristics due to center rest ball burnishing, Journal of Materials Processing Technology. 167 (1) 47 – 53, 2005.
78. El Khabeery, M., Influence of orthogonal burnishing parameters on surface characteristics for various materials, Journal of Materials Processing Technology. 132 (1 – 3) 82 – 89, 2003.
79. Elliot Tool Co., Carbide roll burnishing tool, USA, Obtenido de la Red mundial el 25 de abril del 2004, <http://www.elliottool.com>.
80. Ermini, M., Plasticity effects in residual stress measurement by the hole drilling method, Strain. 36 (2) 55 – 59, 2000.
81. Estrin, Y.; Mecking, H., A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models, Acta Metallurgica. 32 (1) 57 – 70, 1984.

82. Ewing J.; Rosenhain W., Philosophical Transactions of the Royal Society. 65 (11) 85 – 90, 1899.
83. Ewing J., Rosenhain W., Philosophical Transactions of the Royal society A. 195 (23) 279 – 301, 1900.
84. Fang-Jung S.; Chien-Hua, C., Freeform surface finish of plastic injection mold by using ball burnishing process. Materials Processing Technology. 140 (25) 248 – 254, 2003. WWW.elsevier.com/locate/jmatprotec. Consultado el 8 de marzo de 2007.
85. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D.; Fernández, E., Procedimiento para endurecer el acero 45 mediante la deformación plástica con rodillo simple. Revista Ingeniería e Investigación. 28 (1) 15 – 21, 2008(a).
86. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., La Deformación Plástica Superficial por rodadura como método de endurecimiento. Nexo. 21 (01) 76 – 82, 2008(b). www.uni.edu.ni/Nexo. Consultado el 4 de julio 2008.
87. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Estructura cristalina del acero AISI 1045 deformado plásticamente. Revista Ciencias Holguín. 14 (4) 27 – 34, 2008(c).
88. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Variaciones mecánicas superficiales del acero AISI 1045 endurecido superficialmente por rodadura. V Conferencia Internacional de Aprovechamiento de Recursos Minerales. CINAREM'2009. Noviembre 2009(a).
89. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Tensión – Deformación durante la deformación plástica superficial con rodillo. Revista de Ingeniería Mecánica. 12 (3) 13 - 22, 2009(b).
90. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Variaciones mecánicas superficiales del acero AISI 1045 endurecido superficialmente por rodadura. Revista Geología Minería. 26 (3) 65 – 74, 2010.

91. Feschenkov, V.; Majmutov, R., El torneado. Editorial MIR. Moscú. 1989. pp 152-163.
92. Freddy, A.; Franco, G.; Linilson, R., Ruido magnético de Barkhausen: ensayo no destructivo para la evaluación de grados de dureza en aceros. Universidad Tecnológica de Pereira. Scientia et Técnica. 13 (36) 135 – 139, 2007.
93. Friedman, T.; Pan, J., Effect of plastic anisotropy and yield criteria on prediction of forming limit curves, Int. J. Mech. Sci. 12 (42) 29 – 48, 2000.
94. Gabb, T.; Telesman, J.; Kantzos, P.; Prevey, P., Improved method being developed for surface enhancement of metallic materials, Advanced Materials and Processes. 160 (1) 69 – 72, 2002.
95. García-Garino, C.; Mirasso, A.; Raichman, S.; Goicolea, J., Análisis de sensibilidad local y unicidad aparente en el problema de estricción de barras metálicas eds Mecánica Computacional. Barcelona, pp 281 – 288. 1999.
96. García-Mateo, C.; Romero, J.; Rodríguez-Ibabe, J., Efecto del vanadio en la forja en tibio de un acero de medio carbono. Rev. Metal Madrid. 34 (14) 253 – 257, 1998.
97. Gatelier- Rothea, G.; Chiocio, J.; Fourgeres, R., Act Mater. 46. 1998. p 48.
98. Goicolea, J.; Gabaldón, F.; García-Garino, C., Interpretación de la estricción en el ensayo de tracción empleando modelos hipoeásticos e hiperelásticos. Memorias del III Congreso de Métodos Numéricos en Ingeniería. SEMNI, Zaragoza, 1996.
99. González-Castellanos, R., Principios básicos de escalado. Edición electrónica, Ed. Universitaria, La Habana, Cuba. 2000.
100. Gourdet, S.; Montheillet, F., An experimental study of the mechanism during deformation of aluminium, Materials Science and Engineering. A 283 (151) 274 – 288, 2000.
101. Guliaev, A., Metalografía. Tomo I. Moscú. Editorial Mir. 1983. pp 53 – 89.
102. Guliaev, A., Metalografía. Tomo II. Moscú. Editorial Mir. 1983. pp 17 – 22.

103. Gutiérrez, F.; De la Vara, R., Análisis y Diseño de Experimentos, Mc Garw Hill, 1^a edición. México. 2003. pp 237 – 264.
104. Gleiter H., Chalmers B., High Angle Grain Boundaries, Pergamon Press, Oxford. 13, 1973.
105. Han, C.; Pyoun, Y.; Kim, C., Ultrasonic micro – burnishing in view of eco – materials processing. *Advances in Technology of Materials and Materials Processing Journal*. 4 (1) 25 – 28, 2002.
106. Han, S.; Brennan, F.; Dover, W., Development of the alternating current stress measurement model for magnetostriction behaviour of mild steel under orthogonal magnetic elds for stress measurement. *J Strain Anal*. 37 (25) 21 – 31, 2002.
107. Hassan, A., The effects of ball and roller burnishing on the surface roughness and hardness of some non ferrous metals, *Journal of Materials Processing Technology*, 72 (3) 385 – 391, 1997.
108. Hasegawa, S., The road to smoother surfaces, *Manufacturing Engineering*. 126 (2) 70 – 72, 74 – 76 – 78, 2001.
109. Hauk, V., *Structural and Residual Stress analysis by nondestructive methods*. Elsevier. 44 (4) 76 – 82, 1997.
110. Hauk, V.; Macherauch, E., Useful guide for x – ray stress evaluation (XSE), *Advances in x – Ray Analysis*. 27 (12) 81 – 99, 1984.
111. Hendry, J.; Rudd, D.; Seader, J., *Synthesis in the design of chemical processes*, *AIChE J*. 19 (1) 13 – 17, 1973.
112. Herrera, V.; Cruz, C., Aplicación de métodos magnéticos y la difracción de rayos x a la medición de tensiones residuales, trabajo presentado en los marcos del Seminario Iberoamericano de Tecnología de Materiales, Subprograma VIII, CYTED, Hotel Palco, C. De La Habana, del 9 al 11 de mayo 2005.

113. Herrmann, M.; Walter, E.; Herbert, G., Micro strain in HMX investigated with powder x – ray diffraction and correlation with the mechanical sensitivity. International Centre for Diffraction Advances in x – ray. 2002.
114. 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.
115. Hjelen, J.; Orsund, R.; Nes, E., On the origin of recrystallization textures in aluminium, Acta Metall. 39 (23) 1377 - 1404, 1991.
116. Hoffman, O.; Sachs, G., Introduction to the theory of plasticity for engineers. McGraw-Hill Book Co., New York., N.Y., 1953. pp 45 – 70.
117. Hollomon, J., Tensile Deformation, Trans. AIME, 162 (132) 268, 1945.
118. Hug, A.; Kleber, X.; Merlin, J.; Petitg, H., Materials science forum 639 2005. p 500.
119. Humphreys, F.; Hatherly, M., Recrystallization and related annealing phenomena, Pergamon Press, Oxford, 1995.
120. 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.
121. Hlavacek, V., Journal Review: Synthesis in the design of chemical processes, computational. Chem. Eng. 2 (67) 12 – 19, 1978.
122. IMI.VIDEOCAPTURE.exe. Software. Copyright 2006, Software, Inc.
123. Inal, K.; Neale, K.; Aboutajeddine, A., Forming limit comparison for FCC and BCC sheets, International Journal of Plasticity, 21 (6) 1255 – 1266, 2005.
124. Iuffe, A., Modificación del hierro con grafito esferoidal en el molde. Liteinoe proistbostba. 6 (12) 5 – 6, 1994.

125. James, M.; Buck, O., Quantitative Non – destructive Measurements of Residual, Stresses, CRC, Critical Reviews in Solid State and Materials Science. 9 (1) 134 – 140, 1980.
126. Jeffries, Z.; Archer R., The science of metals, London, McGraw Hill Book Co. Inc. 1924.
127. Jenkins, R.; Zinder, R., Introduction to x – Ray, Powder Diffractometry John Wiler and Sons, 1996. pp 47 – 94.
128. Jennifer, A.; Armas, H.; Ciaccia, M., Comportamiento elastoplástico en tracción de láminas de acero ASTM A – 569. Revista Ingeniería UC. 14 (1) 57 – 63, 2007.
129. Kashiwaya, K., Stress measurement using a magnetic anisotropy sensor with help of alternating current demagnetization, JSNDI. 34 (22) 201 – 207, 1985.
130. Key to Steel, Influence of Alloying Elements on Steel Microstructures. Key to Steel Web Site. 2002. Disponible en la World Wide Web en <http://www.key-to-steel.com/>. Consultado el 20 de Octubre de 2008.
131. Kishore, R.; Sinha, T., Metall. Mater. A 1996; 27 A (10): 3340 – 3343.
132. Korotcishe, L., Procesos progresivos en la deformación plástica superficial por rodadura. Editorial Mir. Moscú. 1989. pp 53 – 64.
133. Kocks, U.; Franciosi, P.; Kawai, M., A forest of latent hardening and its applications to polycrystals deformation, textures and microstructures. 14 (18) 1103 – 1114, 1991.
134. Kuroda, M.; Tvergaard, V., Forming limit diagrams for anisotropic metal sheets with different yield criteria. Int. J. Solids Structures. 37 (45) 5037 – 5059, 2000.
135. Kukielka, L., Designating the field areas for the contact of a rotary burnishing element with the rough surface of a part, providing a high quality product, Journal of Mechanical Technology. 19 (3) 319 – 356, 1989.

136. Kuznezov, A.; Macximov, I.; Giudice, E., Working by combined cutting and plastic deformation: Proposal of a mathematical model, 23 (12) 75 – 79, 1986.
137. Klien, B.; Hurlbut, E., On x - ray diffraction and x – ray absorption spectroscopy characterization of ball milled iron copper solid solution. 29B (13) 187 – 195, 1996.
138. Klug, H., X - ray diffraction procedures for polycrystalline and amorphous materials. John Wiley and Sons, 1974.
139. Krause, T.; Szpunar, J.; Birsan, M. and Atherton, D. Appl Phys. 796. 1996. p 15.
140. Kruschov, M., Resistance of metals to wear by abrasion, as related to hardness. Proceedings of conference on lubrication and Wear. London. 1957.
141. Lajtin, Y., Metalografía y tratamiento térmico de los metales. 1 edición. Editorial MIR. Moscú. 1973. pp 359 – 360.
142. Lajtin, Y., Metalografía y tratamiento térmico de los metales. Editorial MIR, 1985.
143. Lamparter, P., Crystallite sizes and micro strains from x – ray diffraction line profile analysis. Metallurgical Transactions, 40 (11) 145 – 150, 2000.
144. Laasraoui, A.; Jonas, J., Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rate, Metallurgical Transactions. 22 (13) 1545 – 1558, 1991.
145. Laudon, D., Estudio de los métodos de determinación del ancho de la línea en el difractograma. Folleto. Departamento de Física. Universidad de Matanzas. 1988.
146. Lee, S.; Tam, S.; Loh, N., Ball burnishing of 316 L stainless steel, Journal of Materials Processing Technology. 37 (4) 241 – 251, 1993.
147. Lebedko, A., Increasing the service life of textile machinery by surface strain hardening, Metalovedienie Termicheskoi Obrabotka Met. 2 (4) 54 – 55, 1982.

148. Limura, T.; Shoichi, D.; Sakai, S.; Yoshiaki, H., Non – destructive method for the measurement of stress in bent pipes. Proc of the 3rd Inter. Conf. on Emerging Technologies in Non Destructive Testing. 2003.
149. 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.
150. Loh, N.; Tam, S.; Miyazawa, S., A study of effects of ball burnishing parameters on surface roughness using factorial design, Journal of Mechanical Working Technology. 18 (1) 53 – 61, 1989.
151. Lubliner, J., Plasticity Theory. University of California at Berkeley. 1986. Chapter 2. McGraw-Hill Book Co., New York. N.Y p 77 – 86.
152. Macherauch, E.; Kloos K., Int. Conf. Residual Stresses in Science and Technology, Garmisch-Partenkirchen, DGM-Verlag, Oberursel. 1 (3) 3 – 26, 1986.
153. Mallo, M., Manual teórico práctico del mecánico forjador, Editorial Pueblo y Educación. Cuba. pp 93 – 121 – 145 – 152. 1987.
154. Manganese Centre. Manganese in powder metallurgy alloys. Manganese Centre. Paris. 1998. 53 p.
155. Martynenko, O., The interconnection of strained condition in the area of contact with the kinematics of points of deformed surface points by the rollers plastic deformation of the surface, Proceeding of fundamental and application problems of machine building technology International Conference. 2002.
156. Masubuchi, K., Analysis of Welded Structures, Pergamon Press, Elmsford, N. Y. 1980.
157. MATERIALES, Bohler special steel manual for PC Version 1.1. 1996.

158. Mazein, P.; Prusakov, D.; Tchunin, A., Modelling the residual stresses and deformation during a surface plastic deformation operations. Proceeding of the Chelyabinsk Scientific Center. Issue # 1, (10). Russia. 2001.
159. Martin, J., Roller burnishing – A cold working tool to reduce weld induced residual stress, American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division (PVP). 441 (110) 115 – 122, 2002.
160. Mecking, H.; Kocks, U., Kinetics of flow and strain-hardening, Acta Met. 29 (4) 1865 – 1875, 1981.
161. Michael, H.; Walter, E.; Herbert, G., Micro strain in HMX investigated with powder x – ray diffraction and correlation wit the mechanical sensitivity. JCPDS – International Centre for Diffraction, Advances in x – Ray Analysis. 45 (23) 212 – 217, 2002.
162. Montheillet, F., Modeling discontinuons and continuous dynamic recrystallization, J. J. Jonas Symposium on Thermomechanical Processing of Steel, Ed. Yue S. y Essadiqi E., pp. 297 – 309, Ottawa, 2000.
163. Moreno, P., Una teoría discreta de dislocaciones en redes cristalinas. California Institute of Technology. Universidad de Sevilla. <http://scala.uc3m.es/MANS>. Consultado lunes 28 de febrero de 2005.
164. Moorthy, V., Magnetic Barkhausen emission technique for detecting the overstressing during bending fatigue in case-carburised in 36 steel. 38 (5) 59 – 66, 2005.
165. Mutlon, P., Rolling contact fatigue in railway under high axis loads. Wear. 144 (28) 139 – 152, 1992.
166. Murthy, R.; Kotiveerachari, B., Burnishing of metallic surfaces a review. Regional Engineering Collage. Precision Engineering USA, 3 (3) 172 – 179. 1981

167. Normas cubanas:

NC 04 – 77: 86. Determinación del contenido de la fase ferrítica en aceros.

NC 10 – 55: 86. Metalografía. Microfotografías. Escala de las imágenes.

NC 10 – 56: 86. Metalografía. Microestructura de Metales de aleaciones duras. Métodos de ensayo.

168. Nes, E., Modelling of work hardening and stress saturation in FCC metals, *Progress in Materials Science*. 41 (18) 129 – 193, 1998.

169. Niberk, A., Resistencia al desgaste de guías tratadas por rodilado, *Máquinas Herramienta*, 5 (2) 25 – 26, 1987.

170. Nikiforov, A.; Volkov, Y.; Kanadze, S.; Gorskij, I., Efficiency of the combined processing in repair technology, *Tyazheloe Mashinostroenie*. 2 (4) 24 – 27, 2001.

171. Norris, D.; Moran, B.; Scudder, J.; Quiñones, D., A computer simulation of the tension test, *Journal of Mechanics, Physics and Solids*. 26 (12) 1 – 19, 1978.

172. Novillo, E.; Picasso, A.; Cuniberti, A., Envejecimiento por deformación en un acero AISI 316. *Anales SAM*. 17 (4) 95 – 100, 1999.

173. Odintsov, L., Fortalecimiento y acabado de las piezas mediante la deformación plástica superficial, Editorial CM, 1987. pp 385 – 422.

174. Ogburn, F., Roll to the finish, *Cutting Tool Engineering*. USA. 53 (6) 54 – 57, 2001.

175. Ossowska, A.; Labanowski, J.; Zielinski, A., Influence of burnishing treatment on stress corrosion cracking susceptibility of duplex stainless steel, *Ochrona Przed Korozja*, Volume Special Issue, 485 – 489, 2002.

176. Ostle, B., *Estadística Aplicada*. Limusa - Wiley, México, 1975, Cap. 10.

177. Ott, G., The Influence of roll metallurgy on the wear characteristics of forged hardened steel Rolls. *Rolls Birmingham*. 53 (8) 54 – 59, 2000.

178. Pacana, A.; Korzynski, M., Roller burnishing parameters analyses with Taguchi method, scientific bulletins of Rzesow University of Technology. 123 (58) 193 – 199, 2002.
179. Pande C., Act Metallurgic. 35 (11) 2671 – 2678, 1987.
180. 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.
181. Pero-Sanz, J., Ciencia de los materiales. Metalurgia Física: Estructura y Propiedades, Editorial DUSSAT SA, España. 1992.
182. Pero-Sanz, J., Ciencia de los materiales. Metalurgia Física: Estructura y Propiedades, Editorial DUSSAT SA, 3ra Edición. España. 2000. pp 393 – 502.
183. Pickering, F., Proceedings of high manganese steel. ASTM A 128 AB. Edited by Foct and A. Hendry, Institute of metals. 1996. 34 p.
184. Pickering, F.; Gladman, Y., Iron and Steel Inst. Spec. Rep. No 81, 1963, p. 10.
185. Pochettino, A.; Sánchez, P., Modelización del endurecimiento por trabajado en materiales metálicos. Aplicaciones a materiales de estructura hexagonal compacta. Revista Ciencia y Técnica. 157 (162) 835 – 840, 1999.
186. Porter, D.; Easterling, K., Phase transformations in metals and alloys. Van Nostrand Reinhold, Berkshire (UK). 1981.
187. Pleiman, R., Roller burnishing comes to nonlinear surfaces. Modern Machine Shop. 57 (9) 68 – 71, 1985.
188. Prevéy. P.; Perry, W.; Mason, R., The use of x – ray diffraction to determine the triaxial stress state in cylindrical specimens. Practical Applications of Residual Stress techn, ed. C. Ruud, Materials Park, OH. 20 (8) 77 – 81, 1986.

189. Prevéy, P., Problems with non-destructive surface x – ray diffraction residual stress measurement. Practical Applications of Residual Stress Technology. American society for metals. 219 (5) 47 – 54, 1991. www.lambdatechs.com.
info@lambdatechs.com. Consultado el 23 de Marzo de 2007.
190. Prevey, P., Effect of cold work on the thermal stability of residual compression in surface enhanced IN 718, Nickel base alloys, ASM International, Heat Treating Including Advances in Surface Engineering. 1 (2) 426 – 434, 2000.
191. Prevey, P.; Cammett, J., Low cost corrosion damage mitigation and improved fatigue performance of low plasticity burnished in Al base alloy. 10 (5) 548 – 555, 2001.
192. Radhakrishnan, B.; Zacharia T., Met. Mat. Trans. 26^a, 167. 1995.
193. Ramos, C.; Hermenegildo, T.; Da Silva, F.; Barros, A., Efeito da rápida austenizacao sobre as propiedades mecanias de um aco sae 1045, Revista Escola da Minas, Ouro Prieto. 58 (1) 51 – 56, 2005.
194. Rocha, A.; Nunes, R.; Hirsch, T., Comparação entre difração de raios x e "método do furo cego" para medição de tensões residuais em barras cilíndricas. Matéria (Rio de Janeiro). 14 (3) 1 – 14, 2009. materia@labh2.coppe.ufrj.br.
195. Rodríguez, J.; Pérez-Benítez, J.; Capo-Sánchez., Nondestructive inspection of plastic deformation in commercial carbon steels using magnetic Barkhausen noise. Revista Mexicana de Física 54 (2) 51 – 53, 2008.
196. Rodríguez, C., Tratamientos superficiales contra el desgaste. Grupo de Tribología. Dpto. Mecánica y Diseño. Facultad de Ingeniería Mecánica. Universidad de Oriente. 2009.
197. Rose, S., Rolling a superior finish, T&P Shop Talk, Tooling & Production Magazine, Issue March 2000, USA, <http://www.cnc-training.com/>. Consultado el 25 de Marzo del 2008.

198. Ruiz, D.; Piotrkowski, R.; López.; Ruzzante, J., Ruido Barkhausen y emisión magneto acústica para la caracterización de materiales ferromagnéticos. 13 (1) 12 – 22, 2008. <http://www.materia.coppe>. Consultado el 22 de Enero de 2008.
199. Ryan, N.; Mcqueen, H., Work hardening, Strength and ductility in the hot Working of 304 austenitic stainless steel, High Temperature Technology, 8 (1) 27 – 43, 1990.
200. Sakai, Y.; Tamura, N., Experimental research for estimating erection stress of steel bridge using magnetic anisotropy sensor, proceeding of the SEIKEN SYMPOSIUM Non – Destructive Engineering. 26 (15) 61 – 70, 2000.
201. Sakai, Y.; Hiroyuki, U.; Teruo, Y., Non – destructive method of stress evaluation in linepipes using magnetic anisotropy sensor. JFE TECHNICAL REPORT. 12 (3) 47 – 53, 2004.
202. Saquet, O.; Chicois, J.; Vicent, A., Materials Science and Engineering. 269 (125) 73, 1999.
203. Sarache, L., Diseño de experimentos y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, Revista Ingeniería Industrial. 4 (5) 585 – 590. 2004.
204. Signorelli, J.; Fourty, A.; Bertinetti, M., Influence of work hardening laws on the predictions of forming limit diagrams of polycrystalline steels using a rate dependent plasticity model. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT, Foz do Iguaçu. 2006.
205. Suárez, F., Corrección de la ecuación de Hollomon conducente a ecuación sustituta. 8º Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica. Cusco, 23 al 25 de Octubre de 2007.
206. Sugimoto, M., The Past, Present and Future of Ferrites. J. Am. Ceram. Soc. 82 (2) 269 – 280, 1999.

207. Suryanarayana, C.; Norton, M., X – ray diffraction, Plenum. 1 (3) 125 – 165, 1998.
208. Schijve, J., Fatigue of structures and materials. Editorial Kluwer, Academic Publishers Dordrecht. 2004. pp 160 – 172.
209. Schilling, P., Extended x-ray Absorption Fine Structure of Metastable BCC and FCC Phases in Mechanically Alloyed Fe-Cu. Applied Physics. 68 (6) 767 – 769, 1996.
210. Skalki, K.; Ronda, J., Application of contact mechanics to modelling of burnishing process. International Journal of Mechanical Sciences. 37 (5) 461 – 472, 1988.
211. 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. 4 (8) 54 – 58, 1990.
212. 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.
213. Smith, J. Beljers, Philips Res. Rep. 10, 113, 1955.
214. Smith, W., Foundations of materials science and engineering 2nd edition, McGraw Hill, New York, 1993.
215. Smith, W., Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los materiales, Mc Graw-Hill, España, 2001.
216. Stefanita, C.; Atherton, D.; Clapham, L., Acta Mater. 48. 2000. p 3545.
217. Stokes, J.; Looney, L., Residual stress in HVOF thermally sprayed thick deposits. Surface and Coatings Technology. 177 (178) 18 – 23, 2004.
218. Stokes, A.; Wilson, A., Proc. Camb. Phil. Soc., 40 197; Proc. Phys. 56, 1944. p 174.
219. Tatsuya, M.; Daihei, S.; Kenji, H.; Ryuta, O., Micro Shear Bands in Cold – rolled Austenitic Stainless Steel. Materials Transaction. 40 (9) 891-894, 2004.

220. Tafzi, K.; Cabrera, J.; Prado, J., Hot flow description of ARMCO Iron, EUROMAT'99 International Congress on Advanced Materials and Processes, Munich, pp.263 – 268, 1999.
221. Taylor, P., Proc. R. Soc. Lon. A **275**, 200. 1963.
222. Torres, M.; Di Graci, V.; González, G.; Zurita, O., Estimación del esfuerzo de fluencia para materiales laminados en frío. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 24 (2) 31 – 36, 2006.
223. 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. 4 (76) 93 – 99, 2000.
224. Ungár, T.; Gubicza, J.; Hanák, P.; Alexandrov, I., Densities and character of dislocations and size-distribution of subgrains in deformed metals by x – ray diffraction profile analysis”, Mater. Sci. Eng. A 319 (321) 274 – 278, 2001.
225. Ushioda, K.; Ohson, H.; Abe, M., Recrystallization textures after rolling under the condition of dynamic strain aging. 4 (3) 254 – 259, 2000.
226. Valiente, A., On Bridgman's stress solution for a tensile neck applied to axisymmetrical blunt notched tension bars. Journal of Applied Mechanics. 45 (68) 412 – 419, 2001.
227. Valiev, R.; Islamgaliev, R.; Alexandrov, I., Bulk nanostructure materials from severe plastic deformation. Prog. Mater. Sci. 45 (12) 103 – 189, 2000.
228. Varela, A., Presentación de Metalurgia Física II. Octubre de 2003. Disponible en el World Wide Web. <http://www.metallography.com/bboard/forum.html>. Consultado el 12 de Octubre de 2008.

229. Vives, R.; Gaffet, H.; Meunier, X.; Klug, O., Energetic Crystal in Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Structure and Lattice Dependent Response, Properties of energetic Materials. 296 (148) 765 – 770, 2004.
230. Voce, E., The Relationship between stress and Strain for Homogeneous Deformation J. Inst. Met. 74 (45) 537 – 562, 1948.
231. Voorwald, H.; Souza, R.; Pigatin, W., Cioffi, M., Evaluation of WC 17 Co and WC 10 Co 4 Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. Surface and Coatings Technology. 190 (4) 155 – 164, 2005.
232. Wang, Z., Residual stress in the forming of materials, In: ASM Handbook of residual stress and deformation of steel. American Society for Metals International. 15 (11) 141 – 147, 2002.
233. Warren, B., X – ray diffraction. Addison – Wesley Publishing Company, 1969.
234. Weertman, J., Elementary Dislocation Theory, Oxford University Press, 1992.
235. 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.
236. Williamson, G.; Hall, W., X – ray line broadening from jiled aluminium and wolfram; Acta Metals. 1 (22) 26 – 31, 1953.
237. Yamaura, S.; Furuya, Y.; Watanabe, T., The effect of grain boundary microstructure on barkhausen noise in ferromagnetic materials. Acta mater. 49 3019 – 3027, 2001.
238. Young, R., The Rietveld Method. International Union of Crystallography, Oxford Science Publications, 1996.

239. Zolotarevsky, Y., Effect of ferrite crystals plastic anisotropy on residual stresses in cold – drawn steel wire, *Materials Science and Engineering, A* (205) 239 – 246, 1996.
240. Zlokarnik, M., *Scale – up in chemical engineering*. Ed. Wiley – VCH Verlag GmbH. Weinheim, Germany. 2002.

LISTADO DE SÍMBOLOS

S -	avance de la herramienta; mm/rev
X_2 -	avance de la herramienta; mm/rev
C -	superficie inferior del rodillo; mm
R_{per} -	perfil del radio del rodillo; mm
D_{rod} -	diámetro del rodillo; mm
t -	profundidad de corte; en mm
R_2 -	radio de la superficie de endurecimiento de la pieza; mm
$R_1; R_3$ -	radios de la sección de trabajo del rodillo; mm
h -	profundidad de la capa endurecida; mm
d_{eje} -	diámetro de la pieza; mm
$R_{1,2,3,4}$ -	radios de curvatura del rodillo (R_1 y R_3) y la pieza (R_2 y R_4); mm
l -	magnitud corriente del largo de la zona de contacto; mm
Z -	mitad del ancho de contacto del rodillo; mm
Z_k -	variación de la profundidad en la pieza; mm
R_{PE} -	radio de la pieza elaborada; mm
S_z y S_y -	movimiento por cicloide en los ejes z e y , mm
r_p -	radio del rodillo; mm
h_p -	profundidad de penetración del rodillo; mm
T -	capa sin deformar delante del rodillo; μm
σ -	tensión correspondiente a la carga aplicada; MPa
$\sigma_{m\acute{a}x}$ -	tensiones máximas en el área de contacto; MPa
$\sigma_{m\acute{a}xaplast}$ -	tensión máxima de aplastamiento; MPa
σ_i -	tensión inicial; MPa
σ_B -	tensión elástica del material; MPa
τ_{xy} -	tensión de cizalladura en el plano xy perpendicular a z , MPa
$\Delta\sigma$ -	variación de las dislocaciones; MPa

σ_A -	tensión axial; <i>MPa</i>
σ_C -	tensión circunferencial; <i>MPa</i>
σ_ϕ -	tensión residual en el punto de la superficie; <i>MPa</i>
σ_1 y σ_2 -	tensiones principales en el plano de la superficie; <i>MPa</i>
S_u -	esfuerzo último; <i>MPa</i>
K_o -	coeficiente de endurecimiento; <i>MPa</i>
E -	módulo de elasticidad de la pieza; <i>MPa</i>
e_o	tensión ingenieril; <i>MPa</i>
P -	Fuerza; N
H -	dureza; N
HV -	dureza Vickers; N
P_p -	fuerza ejercida por el rodillo sobre el material; N
σ_T -	tensión de fluencia del material a la tracción; N/mm^2
F_n -	fuerza sobre la zona de contacto; N
Y_1 -	dureza obtenida del ensayo; N
X_1 -	fuerza del rodillo sobre la probeta; N
L_k -	carga de la zona de contacto; N
ϕ_k -	ángulo de contacto a la mitad del ancho de contacto; Z_k en grados
ϑ -	ángulo principal de posición; en grados
α -	ángulo de incidencia principal; en grados
γ -	ángulo de ataque; en grados
$\alpha(0)$ -	ángulo principal de mayor valor en el eje del cilindro zz' ; grados
θ -	ángulo de difracción; grados
ψ -	ángulo de la tensión residual para la difracción; en grados
FWHM -	anchura a media altura de los picos de difracción; rad
d_{hkl} -	distancia interplanar considerando los índices de Miller; <i>nm</i>
d_o -	distancia interplanar libre de tensiones; <i>nm</i>

$d_{\phi\psi}$ -	distancia interplanar tensionada en la dirección a los ángulos ϕ y ψ ; nm
t -	tamaño medio de cristalito; nm
Å -	Ángstroms; Å
λ -	longitud de onda de la radiación; Å
d_A -	diámetro atómico; Å
V_c -	velocidad de corte; m/min
T_m -	tiempo de maquinado; min
n_r -	número de revoluciones del husillo; rev/min
ε -	deformación del material; %
ε_z -	deformaciones en el eje z ; %
ε_y -	deformaciones en el eje y ; %
e -	deformación media de la red; %
$\varepsilon_{\phi\psi}$ -	deformación de la red en la dirección a los ángulos ϕ y ψ ; %
n -	exponente del coeficiente de endurecimiento; %
D -	número de experimentos
F -	número de factores
a -	coeficiente que tiene en cuenta el radio del rodillo y la pieza
n_p -	coeficiente que depende de los radios de la pieza y el rodillo
A y m -	parámetros que dependen de las características mecánicas del material
φ_M -	parámetro que corresponde al ángulo de contacto $0 \leq \varphi_M \leq \varphi_k$
ν -	coeficiente de Poisson

Publicaciones relacionadas con el tema realizadas por el autor

1. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D.; Fernández, E., Procedimiento para endurecer el acero 45 mediante la deformación plástica con rodillo simple. Revista Ingeniería e Investigación. 28 (1) 15 – 21, 2008.
2. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., La Deformación Plástica Superficial por rodadura como método de endurecimiento. Revista Nexo. 21 (01) 76 – 82, 2008.
3. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Estructura cristalina del acero AISI 1045 deformado plásticamente. Revista Ciencias Holguín. 14 (4) 27 – 34, 2008.
4. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Tensión – Deformación durante la deformación plástica superficial con rodillo. Revista de Ingeniería Mecánica. CUJAE. 12 (3) 13 – 22, 2009.
5. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Variaciones mecánicas superficiales del acero AISI 1045 endurecido superficialmente por rodadura. Revista Geología Minería. 26 (3) 65 – 74, 2010.
6. Alcántara, D; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas deformadas por rodadura en los equipos de laboreo minero. . Revista Nexo. 21 (1) 01 – XX, 2008.
7. Alcántara, D; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas superficiales deformadas plásticamente por el desgaste en elementos circulares. Revista Ciencias Holguín. 14 (4) 1 – 4, 2008.

Eventos en los que ha presentado los resultados de la investigación en los últimos años

1. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Díaz, S., Efectos del desgaste abrasivo en pasadores de equipos de laboreo minero. II Conferencia Internacional Ciencia y Tecnología por el Desarrollo Sostenible (CYTDES 2007). Del 5 al 8 de Junio de 2007. Universidad de Camagüey. Cuba. ISBN: 978 – 59 – 16 – 0568 – 9.

2. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Variaciones mecánicas superficiales del acero AISI 1045 endurecido superficialmente por rodadura. V Conferencia Internacional de Aprovechamiento de Recursos Minerales. CINAREM 2009. Noviembre 2009.
3. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Capas deformadas por rodadura en pasadores de equipos de laboreo minero. V Conferencia Internacional de Aprovechamiento de Recursos Minerales. CINAREM 2009. Noviembre 2009.

Trabajos de diploma relacionados con el tema dirigidos por el aspirante

1. Hernández, H., Estudio del comportamiento del acero AISI 1045 mediante la deformación plástica por rodadura. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2005.
2. Alcántara, D., Comportamiento microestructural del acero AISI 1045 mediante la deformación plástica superficial por rodadura. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2007.
3. Jiménez, M., Simulación del proceso de Deformación Plástica por Rodadura por el Método de Elementos Finitos. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2007.
4. 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.

5. Camejo, D., Cálculo de costo del proceso de deformación plástica superficial por rodadura. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2008.
6. Piñeiro, A., Obtención de la curva tenso – deformacional del Acero AISI 1045 endurecido por deformación plástica superficial con rodillo. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2009.
7. Ramos, N., Análisis estadístico para determinar el comportamiento de la curva $\sigma - \epsilon$ en acero endurecido en frío. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2010.
8. Linares, H., Tensiones superficiales en piezas tratadas por el proceso de deformación plástica en frío. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2010.
9. Negret, Y., Determinación del modelo estadístico – probabilístico para el establecimiento del proceso de deformación plástica superficial por rodillo simple. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2010.
10. Hernández, L., Exponente de endurecimiento n en probetas deformadas por rodillos y traccionadas. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2010.

11. Revé, F., Metodología para determinar el estado tensional del acero AISI 1045 deformado en frío por el método de la cicloide. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2010.
12. Imbert, L., Tolerancia dimensional en piezas deformadas por rodadura y sometida a ensayo de torsión. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2011.
13. Raimón, O., Comportamiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura ante cargas cíclicas de torsión. Trabajo de Diploma en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2011.
14. Fernández, A., Elaboración de una ficha de costos para el proceso de deformación plástica en frío por rodadura. Trabajo de Diploma en opción al título de Licenciado en Contabilidad. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba. Facultad de Humanidades. 2011.

ANEXOS

Anexo 1

Tabla 1. Proceso para el análisis microestructural de las muestras deformadas y luego traccionadas

Muestra 1 (Fuerza de 500 N; n_r de 27 rev/min y S de 0,075 mm/rev)											
σ_o (MPa)	0	90,4	180,8	271,2	361,6	452,0	542,4	632,8	723,2	813,6	704,0
ε (mm)	0	0,026	0,053	0,080	0,106	0,133	0,160	0,186	0,213	0,240	0,267
Muestra 2 (Fuerza de 1 500 N; n_r de 27 rev/min y S de 0,125 mm/rev)											
σ_o (MPa)	0	91,4	182,8	274,2	365,6	457,0	548,4	639,8	731,2	822,6	716,0
ε (mm)	0	0,026	0,052	0,079	0,105	0,132	0,158	0,184	0,211	0,237	0,264
Muestra 3 (Fuerza de 2 500 N; n_r de 27 rev/min y S de 0,075 mm/rev)											
σ_o (MPa)	0	98,1	196,2	294,3	392,4	490,5	588,6	686,7	784,8	882,9	774,0
ε (mm)	0	0,026	0,052	0,076	0,102	0,127	0,153	0,178	0,204	0,229	0,262
Muestra 4 (Fuerza de 500 N; n_r de 54 rev/min y S de 0,125 mm/rev)											
σ_o (MPa)	0	90,7	181,4	272,1	362,8	453,5	544,2	634,9	725,6	816,3	708,0
ε (mm)	0	0,027	0,054	0,081	0,108	0,135	0,162	0,189	0,216	0,243	0,270
Muestra 5 (Fuerza de 1 500N; $n_r = 54$ rev/min y S = 0,125 mm/rev)											
σ_o (MPa)	0	96,5	193,0	289,5	386,0	482,5	579,0	675,5	772,0	868,5	759,0
ε (mm)	0	0,026	0,053	0,080	0,106	0,133	0,160	0,186	0,213	0,240	0,267
Muestra 6 (Fuerza de 2 500 N; n_r de 54 rev/min y S de 0,125 mm/rev)											
σ_o (MPa)	0	101,2	202,4	303,6	404,8	506,0	607,2	708,4	809,6	910,8	800,0
ε (mm)	0	0,026	0,051	0,076	0,104	0,133	0,157	0,183	0,209	0,235	0,264
Muestra 7 (Fuerza de 500 N; n_r de 110 rev/min y S de 0,25 mm/rev)											
σ_i (MPa)	0	95	190	285	380	475	570	665	760	855	753
ε (mm)	0	0,027	0,055	0,083	0,109	0,131	0,164	0,191	0,217	0,245	0,271
Muestra 8 (Fuerza de 1 500 N; n_r de 110 rev/min y S de 0,125 mm/rev)											
σ_o (MPa)	0	97,6	195,2	292,8	390,4	488,0	585,6	683,2	780,8	878,4	769,0
ε (mm)	0	0,026	0,053	0,080	0,107	0,134	0,160	0,187	0,214	0,241	0,268
Muestra 9 (Fuerza de 2 500 N; n_r de 110 rev/min y S de 0,25 mm/rev)											
σ_o (MPa)	0	102,1	204,2	306,3	408,4	510,5	612,6	714,7	816,8	918,9	810,0
ε (mm)	0	0,025	0,052	0,078	0,105	0,137	0,158	0,184	0,211	0,236	0,255

Anexo 2

Tabla 2. Resultados del exponente de endurecimiento n

Niveles	Respuestas			Salidas		$\log \sigma$
	n_r (rev/min)	P (N)	S (mm/rev)	n	\tilde{n}	
(+1)	110	2 500	0,25	n	\tilde{n}	$\log \sigma$
(Δ)	54	1 500	0,125			
(-1)	27	500	0,075			
Muestras				n_l	$\tilde{n} n$	
1	27	500	0,075	0,11	0,10	2,31
2	27	500	0,125	0,10		
3	27	500	0,25	0,10		
4	27	1 500	0,075	0,11	0,10	2,24
5	27	1 500	0,125	0,11		
6	27	1 500	0,25	0,09		
7	27	2 500	0,075	0,10	0,08	2,22
8	27	2 500	0,125	0,09		
9	27	2 500	0,25	0,06		
10	54	500	0,075	0,10	0,09	2,32
11	54	500	0,125	0,10		
12	54	500	0,25	0,09		
13	54	1 500	0,075	0,09	0,08	2,27
14	54	1 500	0,125	0,09		
15	54	1 500	0,25	0,06		
16	54	2 500	0,075	0,08	0,07	2,22
17	54	2 500	0,125	0,07		
18	54	2 500	0,25	0,07		
19	110	500	0,075	0,10	0,09	2,37
20	110	500	0,125	0,10		
21	110	500	0,25	0,09		
22	110	1 500	0,075	0,09	0,08	2,32
23	110	1 500	0,125	0,09		
24	110	1 500	0,25	0,08		
25	110	2 500	0,075	0,06	0,06	2,04
26	110	2 500	0,125	0,07		
27	110	2 500	0,25	0,06		

Anexo 3

Tabla 3. Resultados de la matriz de planificación del experimento

Niveles	Respuestas			Salidas		
	n_r (rev/min)	P (N)	S (mm/rev)	H (HV)		
(-1)	27	500	0,075			
(0)	54	1 500	0,125			
(+1)	110	2 500	0,25			
Ensayo				HV ₁	HV ₂	HV ₃
1	27	500	0,075	205	207	206
2	27	500	0,125	205	207	206
3	27	500	0,25	204	206	205
4	27	1 500	0,075	216	217	220
5	27	1 500	0,125	224	223	225
6	27	1 500	0,25	228	228	228
7	27	2 500	0,075	231	230	231
8	27	2 500	0,125	232	232	233
9	27	2 500	0,25	231	231	233
10	54	500	0,075	260	260	261
11	54	500	0,125	263	263	263
12	54	500	0,25	265	264	265
13	54	1 500	0,075	316	317	316
14	54	1 500	0,125	318	316	317
15	54	1 500	0,25	318	319	321
16	54	2 500	0,075	326	325	324
17	54	2 500	0,125	325	327	330
18	54	2 500	0,25	336	337	335
19	110	500	0,075	346	345	346
20	110	500	0,125	353	354	357
21	110	500	0,25	360	359	360
22	110	1 500	0,075	403	403	400
23	110	1 500	0,125	415	414	417
24	110	1 500	0,25	424	426	428
25	110	2 500	0,075	436	434	435
26	110	2 500	0,125	446	444	446
27	110	2 500	0,25	457	457	458

Figuras 3.11. Deformación para fuerza de 500 N y n_r de 27 rev/min

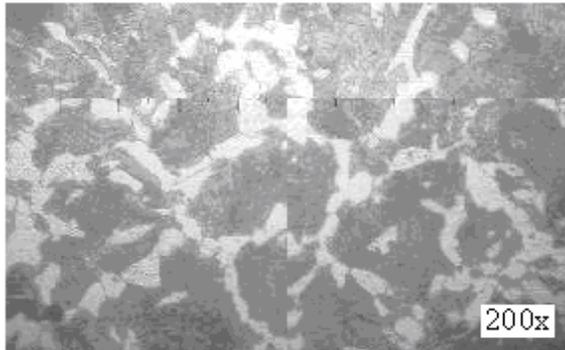


Figura a. Muestra patrón.

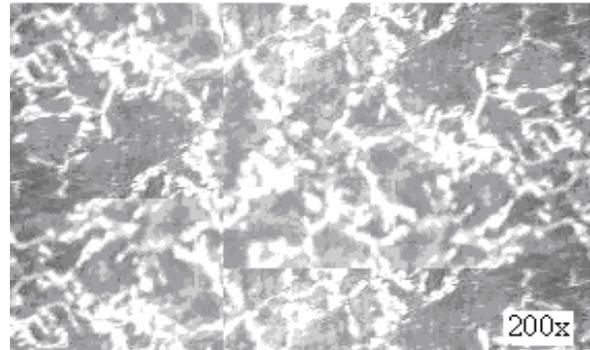


Figura b. Deformada con $P = 500\text{ N}$; $S = 0,075\text{ mm/rev}$ y $n_r = 27\text{ rev/min}$.

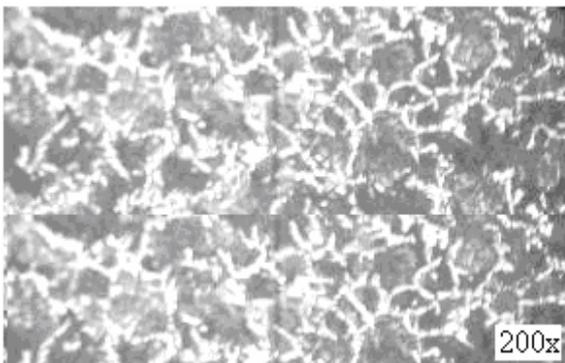


Figura c. Deformada con $P = 500\text{ N}$; $S = 0,125\text{ mm/rev}$ y $n_r = 27\text{ rev/min}$.

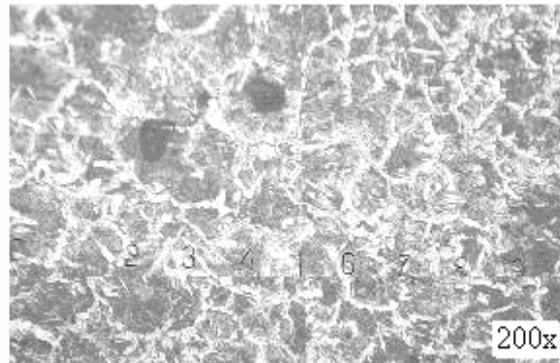


Figura d. Deformada con $P = 500\text{ N}$; $S = 0,25\text{ mm/rev}$ y $n_r = 27\text{ rev/min}$.

Deformación para fuerza de 500 N y n_r de 54 rev/min

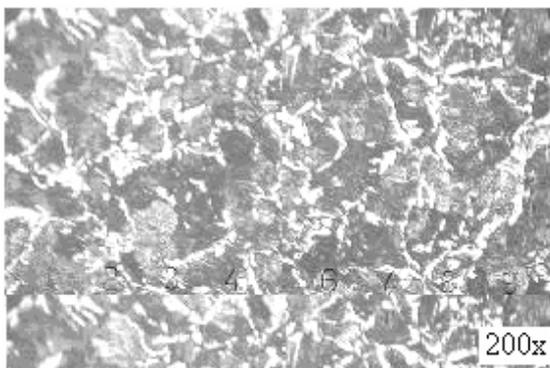


Figura e. Deformada con $P = 500\text{ N}$; $S = 0,075\text{ mm/rev}$ y $n_r = 54\text{ rev/min}$.

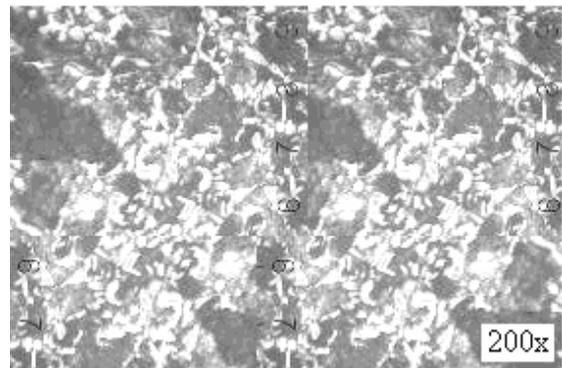


Figura f. Deformada con $P = 500\text{ N}$; $S = 0,125\text{ mm/rev}$ y $n_r = 54\text{ rev/min}$.

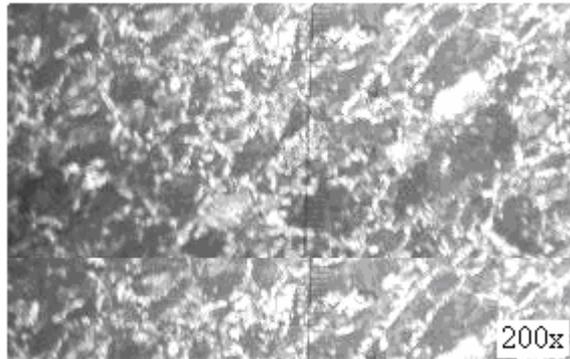


Figura g. Deformada con $P = 500$ N; $S = 0,25$ mm/rev y $n_r = 54$ rev/min.

Deformación para fuerza de 500 N y n_r de 110 rev/min

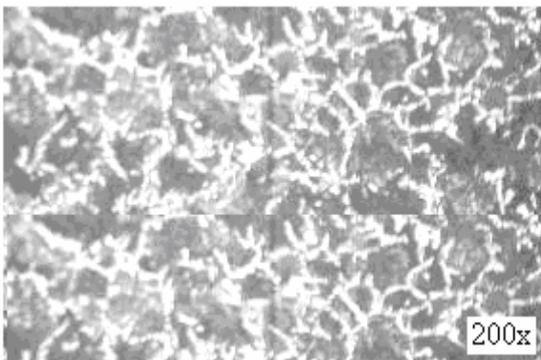


Figura h. Deformada con $P = 500$ N; $S = 0,075$ mm/rev y $n_r = 110$ rev/min.

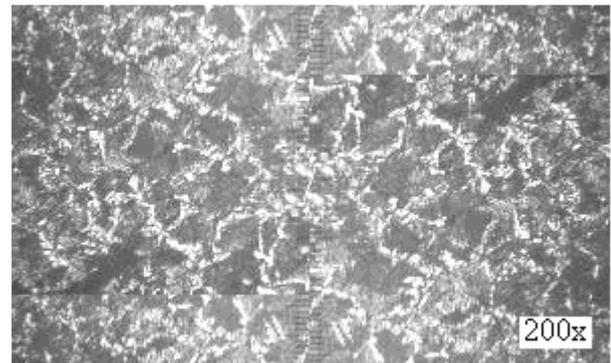


Figura i. Deformada con $P = 500$ N; $S = 0,125$ mm/rev y $n_r = 110$ rev/min.

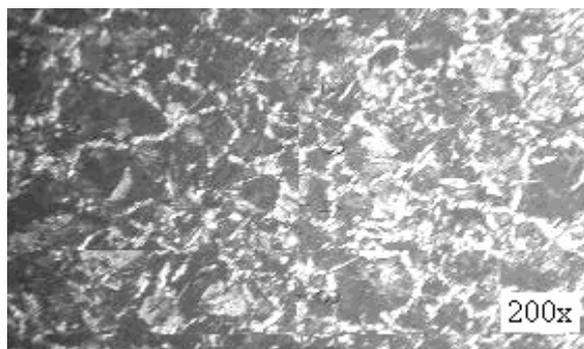


Figura g. Deformada con $P = 500$ N; $S = 0,25$ mm/rev y $n_r = 110$ rev/min.

Figuras 3.12. Deformación con fuerza de 1 500 N y n_r de 27 rev/min

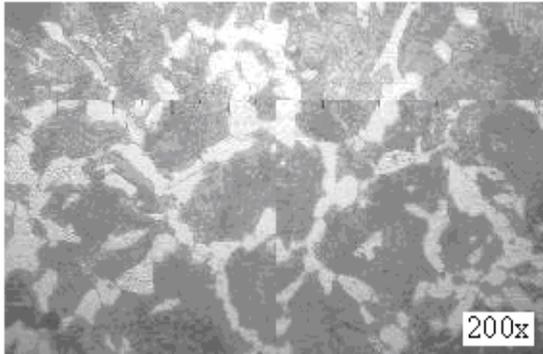


Figura a. Muestra patrón.

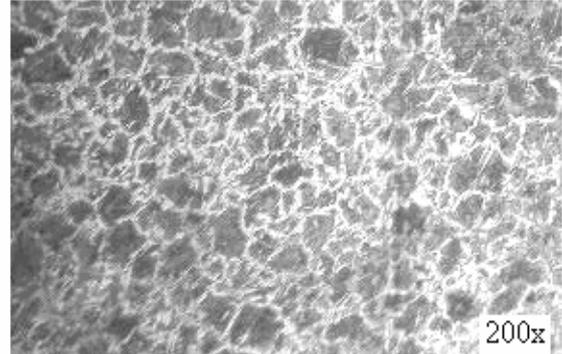


Figura h. Deformada con $P = 1\ 500\ N$; $S = 0,075\ mm/rev$ y $n_r = 27\ rev/min$.

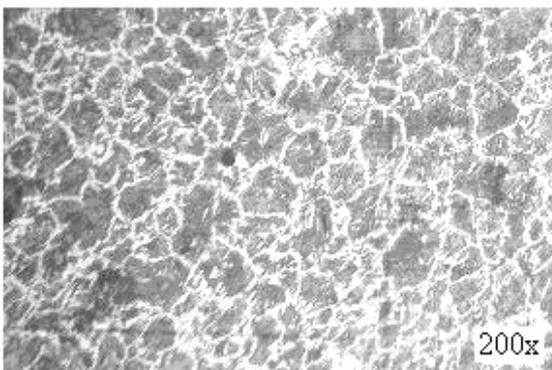


Figura c. Deformada con $P = 1\ 500\ N$; $S = 0,125\ mm/rev$ y $n_r = 27\ rev/min$.



Figura c. Deformada con $P = 1\ 500\ N$; $S = 0,25\ mm/rev$ y $n_r = 27\ rev/min$.

Deformación con fuerza de 1 500 N y n_r de 54 rev/min

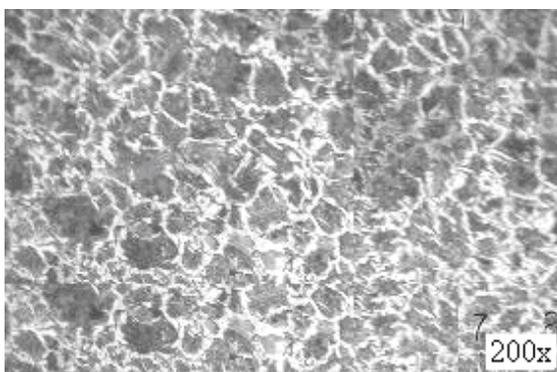


Figura e. Deformada con $P = 1\ 500\ N$; $S = 0,075\ mm/rev$ y $n_r = 54\ rev/min$.

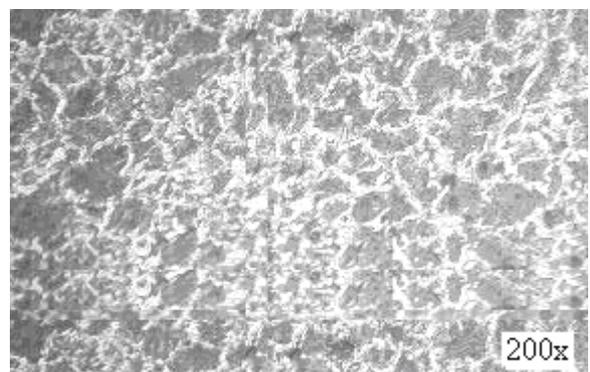


Figura f. Deformada con $P = 1\ 500\ N$; $S = 0,125\ mm/rev$ y $n_r = 54\ rev/min$.

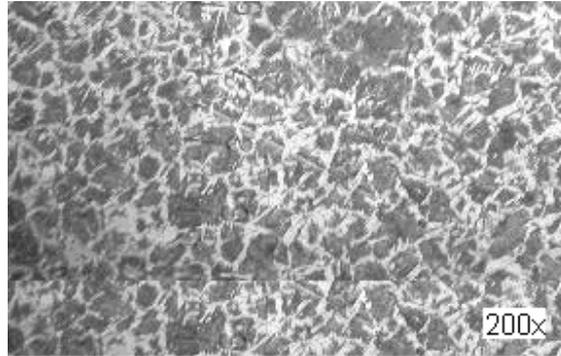


Figura g. Deformada con $P = 1\ 500\ \text{N}$;
 $S = 0,25\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 54\ \text{rev/min}$.

Deformación con fuerza de 1 500 N y n_r de 110 rev/min

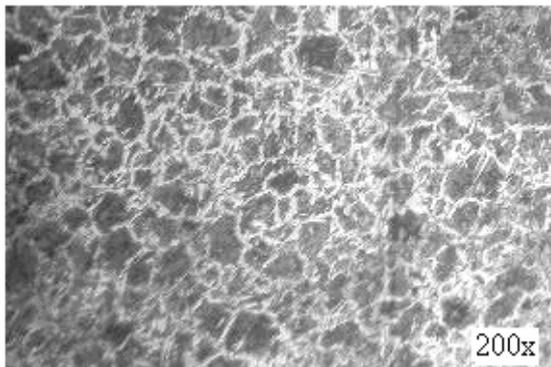


Figura h. Deformada con $P = 1\ 500\ \text{N}$;
 $S = 0,075\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 110\ \text{rev/min}$.

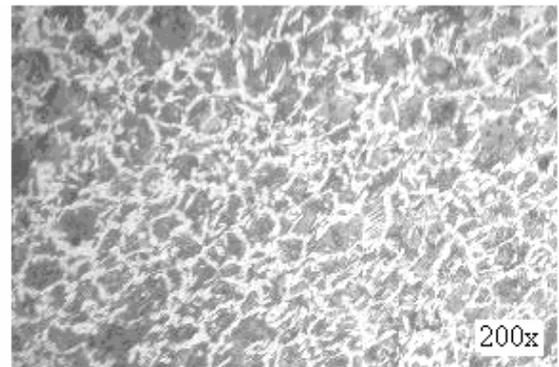


Figura i. Deformada con $P = 1\ 500\ \text{N}$;
 $S = 0,125\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 110\ \text{rev/min}$.

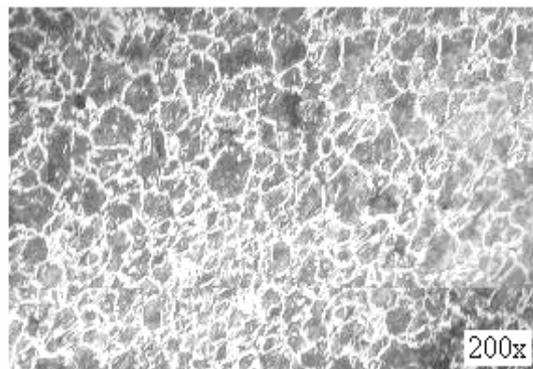


Figura j. Deformada con $P = 1\ 500\ \text{N}$;
 $S = 0,25\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 110\ \text{rev/min}$.

Figuras 3.13. Deformación con fuerza de 2 500 N y n_r de 27 rev/min

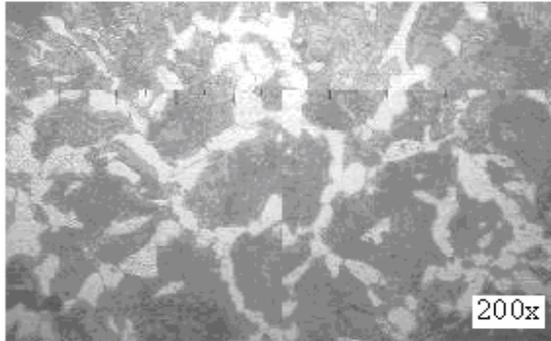


Figura a. Muestra patrón.



Figura b. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,075\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 27\ \text{rev/min}$.

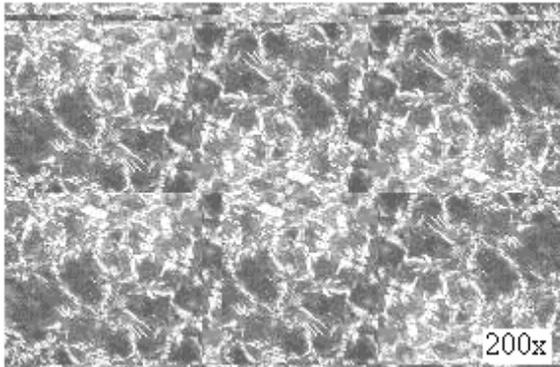


Figura c. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,125\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 27\ \text{rev/min}$.

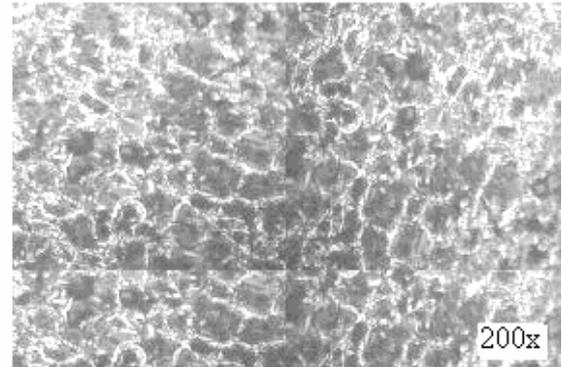


Figura d. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,25\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 27\ \text{rev/min}$.

Deformación con fuerza de 2 500 N y n_r de 54 rev/min

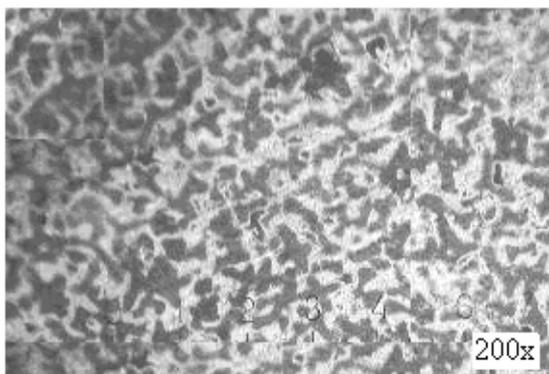


Figura e. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,075\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 54\ \text{rev/min}$.

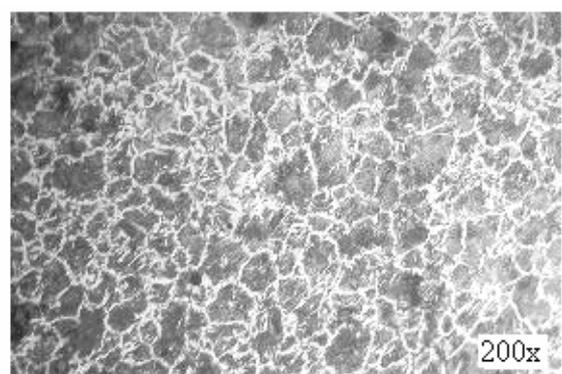


Figura f. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,125\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 54\ \text{rev/min}$.

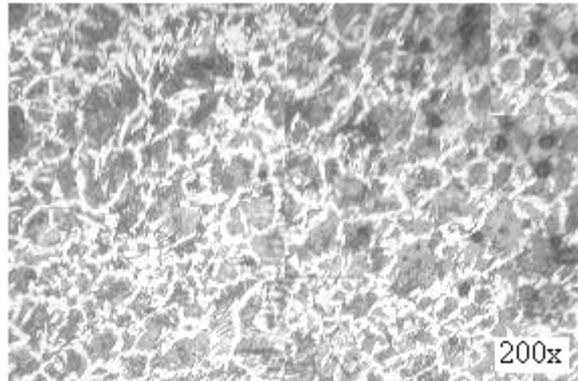


Figura g. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,25\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 54\ \text{rev/min}$.

Deformación con fuerza de 2 500 N y n_r de 110 rev/min

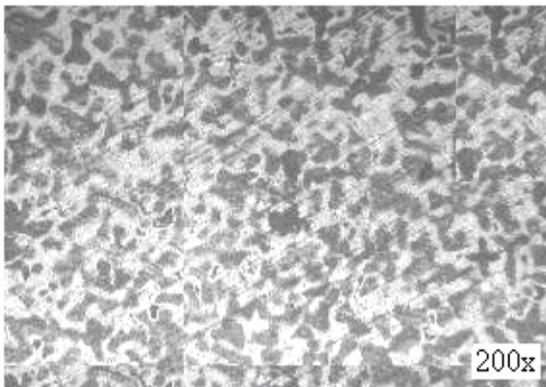


Figura h. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,075\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 110\ \text{rev/min}$.

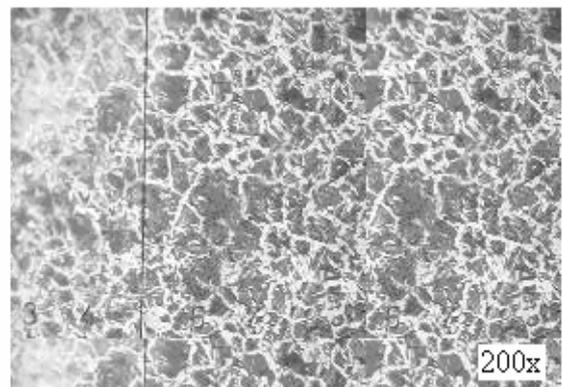


Figura i. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,125\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 110\ \text{rev/min}$.

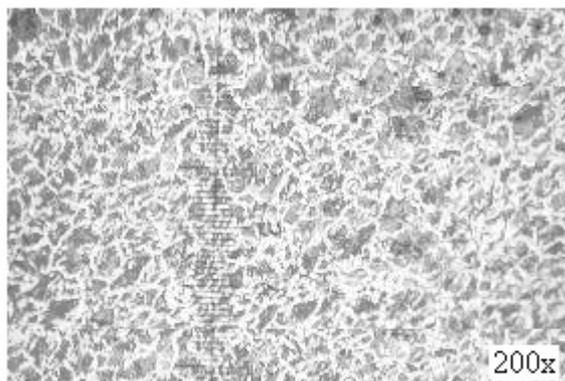


Figura g. Deformada con $P = 2\ 500\ \text{N}$; $S = 0,25\ \text{mm/rev}$ y $n_r = 110\ \text{rev/min}$.

Anexo 10

Tabla 4. Resultados de las macro y microdeformaciones

Nivel	Factores									
	n_r	S	P	Macrodeformaciones y Microdeformaciones						
(+1)	110	0,25	2 500 N							
(Δ)	54	0,125	1 500 N							
(-1)	27	0,075	500 N							
M				$P\alpha$	α (0)	$\Delta\sigma$	τ_{xy}	σ_1	σ_2	$\varepsilon_{\phi\psi}$
1	27	0,075	500	CN ₁	- 4,6 (14)	30 (24)	-3	- 1	-32	1,38 E-4
				CT ₁	29 (40)	126 (12)	20	- 2	-128	2,58 E-4
2	54	0,125	500	CN ₂	1 (19)	60,7 (15,3)	0,93	- 2,4	- 63,0	- 7,24 E-5
				CT ₂	29 (32)	131,3 (10,9)	26,2	- 2,4	- 133,7	6,82 E-5
3	110	0,25	500	CN ₃	48 (43)	58 (9)	28	- 2	- 56	9,24 E-5
				CT ₃	42 (44)	132 (11)	56	- 3	- 135	2,12 E-4
4	27	0,075	1 500	CN ₄	32 (24)	51 (12)	23	- 2	- 53	- 1,65 E-5
				CT ₄	27 (50)	140 (17)	15	- 5	-145	3,08E-4
5	54	0,125	1 500	CN ₅	54 (56)	26 (15)	12	- 1	- 27	- 1,65 E-5
				CT ₅	29 (58)	142 (11)	14	- 1	- 143	6,63 E-4
6	110	0,25	1 500	CN ₆	4 (77)	34 (16)	2	- 1	- 36	1,60 E-4
				CT ₆	45 (47)	142 (19)	36	- 3	- 145	- 1,76 E-4
7	27	0,075	2 500	CN ₇	3 (33)	64 (15)	4	- 35	- 67	3,47 E-4
				CT ₇	28 (50)	146 (17)	19	- 2	- 148	- 1,33 E-4
8	54	0,125	2 500	CN ₈	- 7 (15)	50 (23)	- 6	- 2	- 52	6,22 E-5
				CT ₈	- 7,6 (56)	147 (30)	70	- 2	- 149	4,77 E-5
9	110	0,25	2 500	CN ₉	23 (45)	28 (15)	9,8	- 1	- 29	8,62 E-5
				CT ₉	46 (69)	150 (39)	72,0	- 6	- 156	- 1,87 E-4

Tabla 5. Valores de $d_{\phi\psi}$ para la reflexión del plano (211)

hkl (nm)	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
(211)	0,117 131	0,117 113	0,117 137	0,117 162	0,117 128
hkl (nm)	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
(211)	0,117 14	0,117 119	0,117 122	0,117004	

Tabla 6. Valores de $d_{\phi\psi}$ para la reflexión del plano (200)

hkl (nm)	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
(200)	0,143 474	0,143 453	0,143 481	0,143 416	0,143 457
hkl (nm)	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
(200)	0,143 418	0,143 424	0,143 539	0,143 488	

Anexo 11

Tabla 7. Valores de $d_{\phi\psi}$ para la reflexión del plano (110)

hkl (nm)	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
(110)	0,102 861	0,102 853	0,102 881	0,102 856	0,102 834
hkl (nm)	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
(110)	0,102 816	0,102 839	0,102 845	0,102 874	

Tabla 8. Valores de $(\varepsilon_{\phi\psi})$ para las superficies cilíndricas tratadas y no tratadas

Superficies	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
CN	9,76 E-6	-1,53 E-4	9,94 E-5	4,89 E-5	- 4,45 E-6
CT	3,62 E-5	-1,06 E-4	9,03 E-5	- 3,87 E-4	-1,48 E-4
Superficies	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
CN	1,16 E-4	2,19 E-4	-2,62 E-5	- 8, 45 E-5	
CT	-3,65 E-4	-3,28 E-4	4,74 E-4	1, 27 E-5	

Tabla 9. Análisis de regresión múltiple para dureza vs fuerza

Variable dependiente: dureza (HV)				
Parámetro	Error de estimación	Error estándar	T	p - valor
Constante	286,065	21,7657	13,142	0,0000
Fuerza	0,068722	0,012744	5,39223	0,0000
Análisis de Varianza				
Fuente	Suma de cuadrados	Cuadrado medio	Cociente - F	p - valor
Modelo	85 009,4	85 009,4	29,08	0,0000
Residuo	73 092,0	2 923,68		
R^2 (%) 93,7689				
Error estándar de est. = 54,0711				
Error absoluto medio = 42,727				
Estadístico de Durbin-Watson = 0,247 502 (P = 0,0000)				
Autocorrelación residual en Lag 1 = 0,812 644				

Anexo 12

Tabla 10. Análisis de regresión múltiple para dureza vs número de revoluciones

Variable dependiente: dureza				
Parámetro	Error de estimación	Error estándar	T	p - valor
Ordenada	326,175	28,6951	11,367	0,0000
n_r	0,9891	0,396 092	2,49714	0,0195
Análisis de Varianza				
Fuente	Suma de cuadrados	Cuadrado medio	Cociente - F	p - valor
Modelo	31 562,5	31 562,5	6,24	0,0195
Residuo	126 539,0	5 061,56		
R^2 (%) 91,635				
Error estándar de est. = 71,1446				
Error absoluto medio = 0,152 048				
Estadístico de Durbin-Watson = 0,677 782 (P = 0,0000)				
Autocorrelación residual en Lag 1 = 0,590 422				

Tabla 11. Análisis de regresión múltiple para dureza vs avance

Variable dependiente: dureza				
Parámetro	Error de estimación	Error estándar	T	p - valor
Ordenada	507,917	22,5183	22,5558	0,0000
avance	-791,795	134,773	-5,87501	0,0000
Análisis de Varianza				
Fuente	Suma de cuadrados	Cuadrado medio	Cociente - F	p - valor
Modelo	91 689,8	91 689,8	34,52	0,0000
Residuo	66 411,6	2 656,46		
R^2 (%) 87,9943				
Error estándar de est. = 51,5409				
Error absoluto medio = 41,5062				
Estadístico de Durbin-Watson = 0,172873 (P = 0,0000)				
Autocorrelación residual en Lag 1 = 0,857246				

Anexo 13

Tabla 12. Análisis de varianza para las variables

Fuente de variación	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado promedio	Ficher	Ficher crítico
Repeticiones	2	1,2839	0,6419	0,575	3,182
Efectos principales					
P	2	126 405,52	63 202,7611	56 616,33	3,182
S	2	326 538	163 269,35	146 254,8	3,182
n _r	2	3,4481	1,724 07	1,54	3,182
Interacciones (2 factores)					
n _r S	4	22 844,61	5 711,152	5 115,987	2,56
n _r P	4	3 493,869	873,467	782,44	2,56
SP	4	1 492,46	373,115	334,232	2,56
Interacciones (3 factores)					
n _r PS	8	4 203,556	525,45	70,68	2,13
Error	52	58,049	1,5751		
Total	80	485 041,5			22,538
Efectos principales	P – valor				
Fuerza (P)	0,000				
Avance (S)	0,0452				
Número de revoluciones (n _r)	0,8014				

Tabla 13. Costo de fabricación por deformación plástica superficial

Elementos	CUP	CUC
Materias prima y materiales	1,60	1,60
Materiales	0,71	0,71
Combustibles y lubricantes	0,01	0,01
Energía eléctrica	0,28	0,28
Agua	0,32	0,32
Útiles y herramientas	0,28	0,71
Sub total gastos de elaboración	10,14	3,61
Otros gastos directos	1,37	0,17
Depreciación	0,90	0,00
arrendamiento de equipos	0,47	0,17
Gastos de fuerza de trabajo	3,53	0,57
Salarios	1,95	0,00
Vacaciones	0,18	0,00
Otros gastos de fuerza de trabajo	0,83	0,00
Estimulación	0,57	0,57
Gastos indirectos de producción	3,42	2,40
Depreciación	0,05	0,00
Materiales	0,67	1,21
Mantenimiento y reparación	2,70	1,19
Gastos generales y de administración	0,78	0,19
Depreciación	0,03	0,00
Materiales	0,02	0,05
Combustible y lubricantes	0,02	0,00
otros	0,70	0,13
Energía eléctrica	0,01	0,01
Gastos Bancarios	1,04	0,28
Gastos Totales o Costo de Producción (1+2)	11,74	5,21
Margen utilidad S/ base autorizada 20%	2,03	0,10
Precio según lo establecido por el MFP (9+10)	13,76	
% Sobre el gasto en divisas (hasta un 10%)		0,16
Componente en pesos convertibles		5,37

Tabla 13. Costo de fabricación por tratamiento térmico (alta frecuencia)

Elementos	CUP	CUC
Materias prima y materiales	4,59	4,59
Materiales	0,71	0,71
Combustibles y lubricantes	0,03	0,03
Energía eléctrica	1,23	1,23
Agua	1,39	1,39
Útiles y herramientas	1,23	1,23
Sub total Gastos de elaboración	34,27	3,93
Otros Gastos directos	6,05	0,17
Depreciación	3,96	0,00
arrendamiento de equipos	2,09	0,17
Gastos de fuerza de trabajo	10,61	0,57
Salarios	6,62	0,00
Vacaciones	0,60	0,00
Otros gastos de fuerza de trabajo	2,82	0,00
Estimulación	0,57	0,57
Gastos indirectos de producción	11,87	2,40
Depreciación	0,24	0,00
Materiales	5,00	1,21
Mantenimiento y reparación	6,63	1,19
Gastos generales y de administración	3,47	0,19
Depreciación	0,12	0,00
Materiales	0,05	0,05
Combustible y lubricantes	0,04	0,00
otros	3,25	0,13
Energía eléctrica	0,01	0,01
Gastos bancarios	2,27	0,60
Gastos totales o costo de producción (1+2)	38,86	8,52
Margen utilidad S/ base autorizada 20%	6,85	0,10
Precio según lo establecido por el MFP (9+10)	45,71	
% Sobre el gasto en divisas (hasta un 10%)		0,26
Componente en pesos convertibles		8,78