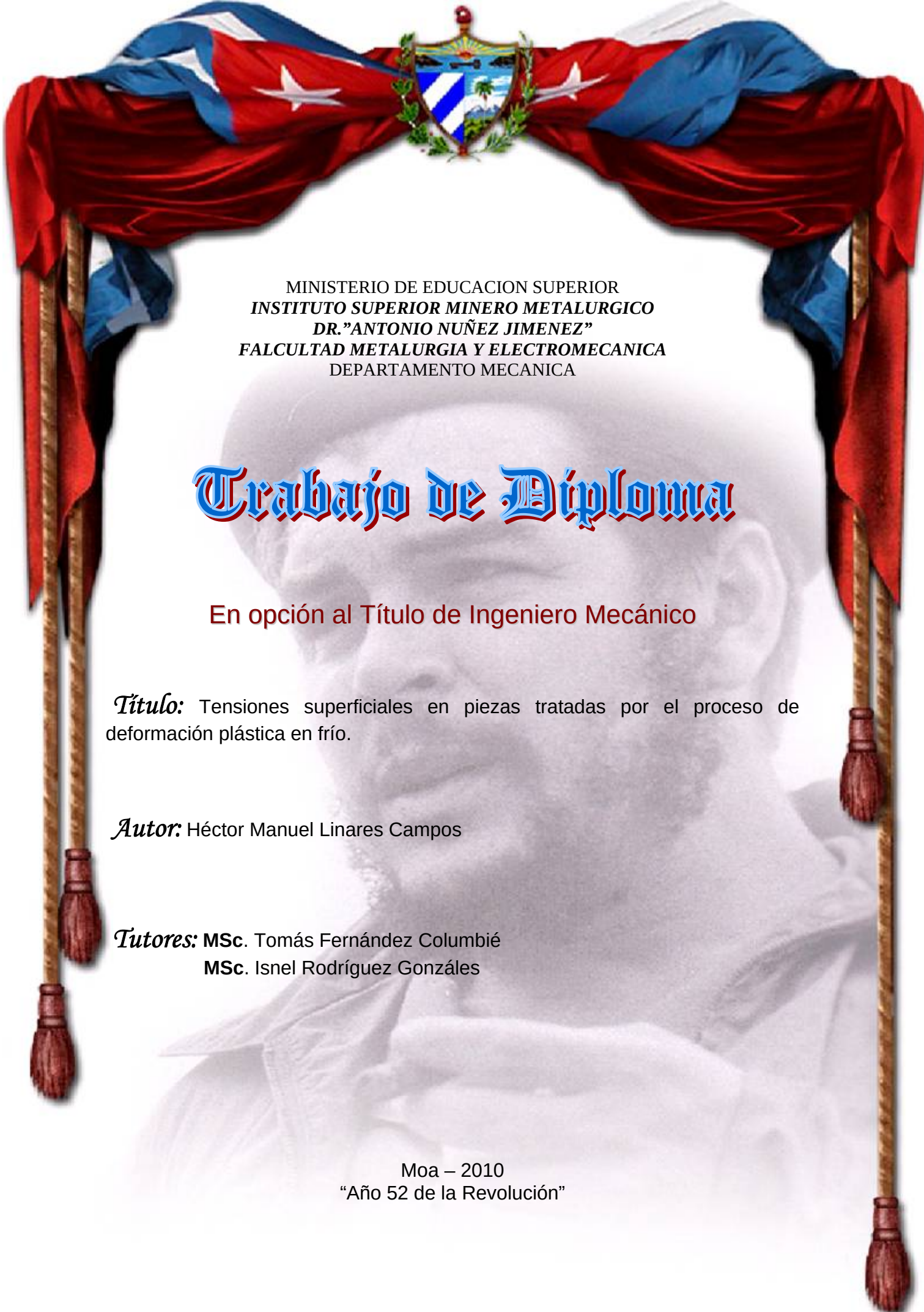




MINISTERIO DE EDUCACION SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALURGICO
DR. "ANTONIO NUÑEZ JIMENEZ"
FACULTAD METALURGIA Y ELECTROMECHANICA
DEPARTAMENTO MECANICA

Trabajo de Diploma

En opción al Título de Ingeniero Mecánico

Título: Tensiones superficiales en piezas tratadas por el proceso de deformación plástica en frío.

Autor: Héctor Manuel Linares Campos

Tutores: MSc. Tomás Fernández Columbié
MSc. Isnel Rodríguez Gonzáles

Moa – 2010
"Año 52 de la Revolución"



Declaración de Autoridad

Yo: Héctor Manuel Linares Campos.

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

Héctor Manuel Linares Campos

MsC. Tomás Fernández Columbié

MsC. Isnel Rodríguez Gonzáles



Pensamiento

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

Fidel Castro Ruz.



Dedicatoria

Dedico este trabajo a la obra de la Revolución Cubana que ha hecho posible que miles de jóvenes como yo haya tenido la oportunidad de formarse como profesionales en el más esencial sentido del humanismo.

A mis padres Héctor y Pilar, que han sido valuartes inspiradores en mi formación como profesional.

A mi hermana Yanet, que la inspire y la motive en mi ejemplo.

A mis demás familiares y amistades que con su ayuda me alentaron a continuar mis estudios.

A mis compañeros, en especial a mis amigos Carlos Diolvis, Roberto, Darlín en fin a todos ellos, que han luchado a mi lado todo este tiempo y me han ayudado para alcanzar el éxito.



Agradecimientos

A mis padres, que han puesto todo su amor y empeño para ayudarme a lograr lo que deseo.

A mi hermana y mi novia, demás familiares y amigos, que me han apoyado todo este tiempo.

A mis tutores, MsC. Tomás Fernández Columbié, MsC. Isnel Rodríguez González, que han depositado su plena confianza en mí para la realización de este trabajo.

A todos mis profesores del departamento de mecánica, que me ayudaron y me enseñaron los conocimientos para desempeñarme como profesional.

A mis compañeros de aula, amigos y vecinos del barrio, a la Revolución Cubana y nuestro invicto Comandante Fidel Castro, que nos ha dado la oportunidad de formarnos como profesionales.

A todos

Muchas gracias



Resumen

Este trabajo tiene como objetivo realizar el análisis de las micro y macrodeformaciones del acero AISI 1045 deformado en frío empleando un rodillo simple, para ello se tuvo en cuenta la difracción de rayos X realizando barridos desde θ hasta 2θ , para de esta forma emplear el método Williamson – Hall. Las tensiones medidas se realizaron a probetas deformadas con fuerza de 500, 1500 y 2500 N, con avance (S) de 0,075, 0,125 y 0,25 mm/rev y número de revoluciones de 27, 54 y 110 rev/min. Se determinaron la distancia interplanar tensionada y libre de tensiones, la altura media del pico, dominio cristalito, lo que luego fueron graficadas empleando el método $\sin^2\psi$. Se analiza la valoración económica del proceso, así como el impacto ambiental del mismo.

Abstract

Does this work have as objective to carry out the analysis of the micro and macro deformations of the steel AISI 1045 deformed in cold using a simple roller, for it one did keep in mind the diffraction of rays X carrying out sweepings from θ up to 2θ , for this way to use the method Williamson - Hall. The measured tensions were carried out to deformed test tubes with force of 500, 1500 and 2500 N, with advance (S) of 0,075; 0,125 and 0,25 mm/rev and number of revolutions of 27; 54 and 110 rev/min. They were determined the distance tensed interplanar and free of tensions, the half height of the pick, domain glass, that that then were graph using the method $\sin^2\psi$. The economic valuation of the process is analyzed, as well as the environmental impact of the same one.



Síntesis	Pág
Introducción	1
Capítulo I	
Capítulo I. Marco Teórico. Antecedentes Investigativos	
1.1. Introducción	5
1.2. Análisis del material deformado plásticamente por rodillo	5
1.3. Generalidades acerca de la Deformación Plástica Superficial por rodadura	6
1.4. Difracción de rayos x (XRD)	7
1.4.1. Posibilidades del método	9
1.4.2. Ancho de los picos de difracción	12
1.5. Tensiones residuales en metales deformados	13
1.5.1. Tensiones y deformaciones en los procesos de deformación plástica superficial	14
1.5.2. Origen de las tensiones residuales	15
1.5.3. Deformaciones de las redes cristalinas (tensiones residuales de tercer género)	16
1.6. Dispositivo magneto – elásticos	18
1.6.1. Método magneto – elástico para la determinación de las tensiones residuales	19
1.6.2. Equipo "TENSO"	20
1.6.3. Medidor de tensiones residuales "TENSO"	21
1.6.3.1. Elaboración de las mediciones del equipo "TENSO"	21
1.7. Conclusiones del capítulo I	23
Capítulo II	
Capítulo II. Materiales y Métodos	
2.1. Introducción	24
2.2. Diseño de experimento	24
2.2.1. Empleo del método Magnetoelástico	25
2.3. Medición de las tensiones	26
2.3.1. Determinación de tensiones residuales de primer género	27
2.3.1.1. Puntos de medición y sus sistemas de ejes de referencia	27
2.3.3. Determinación de las deformaciones por el método magnetoelástico	28
2.3.4. Determinación de las distancias interplanares	29
2.3.5. Evaluación de microdeformaciones	30
2.4. Evaluación de macrodeformaciones	33



2.5. Conclusiones del capítulo II	34
Capítulo III	
Capítulo III. Análisis de los Resultados	
3.1. Introducción	35
3.2. Análisis de las microdeformaciones	35
3.2.1. Evaluación de microdeformaciones	35
3.3. Tensiones de 1er y 2do género	35
3.4. Índice de Miller para el plano 211	36
3.5. Índice de Miller para el plano 200	42
3.6. Índice de Miller para el plano 110	44
3.7. Resultados de las macrodeformaciones	47
3.8. Valoración económica	49
3.9. Impacto Ambiental	50
3.9.1 Campo electromagnético creado durante el proceso de rayos X. Afectaciones a la salud	50
3.10. Conclusiones del capítulo III	52
Conclusiones Generales	53
Recomendaciones	54
Bibliografías	55
Anexos	



Introducción

La asimilación de tecnologías no convencionales para la elaboración de piezas adquiere en la actualidad una importancia relevante dado el incremento de las exigencias que se le impone a los artículos, particularmente en la rama metalmecánica. La fiabilidad en el trabajo de las máquinas está muchas veces directamente asociada con la calidad de la capa superficial de las piezas y caracterizada por sus parámetros geométricos y físico-mecánicos. De la calidad de la capa superficial dependen las características de explotación, resistencia a la fatiga, resistencia al desgaste y resistencia a la corrosión entre otros aspectos. Desde el punto de vista del aumento de las características de explotación de las piezas es ventajoso que la capa superficial sea suficientemente dura, posea tensiones residuales de compresión y una forma aplanada de las micro irregularidades.

Entre los métodos de elaboración por deformación plástica superficial se encuentra el rodilado, se fundamenta en la elaboración de la superficie de la pieza con un rodillo de una forma geométrica determinada y el que le ofrece a la pieza propiedades mecánicas como la dureza.

Las ecuaciones constitutivas de un material definen su respuesta frente a un conjunto de acciones. Para conseguir este objetivo de validez absoluta las ecuaciones han de cumplir una serie de requisitos de valor universal que constituyen los axiomas de consistencia. Además, en las mismas deben intervenir diferentes parámetros que definen el estado mecánico y termodinámico en que se encuentra el material.

Al abordar el estudio del comportamiento de los materiales es necesario tener en cuenta que el gran número existente en el mercado imposibilita familiarizarse con gran parte de ellos, por lo que se plantea un estudio sistemático del comportamiento en función de un modelo que sea aceptable por parte de los materiales en cuestión, es decir, que no se debe tratar de abordar el estudio individual de cada material sino plantear cómo están constituidos los distintos materiales y de qué forma dependen las propiedades de dicha constitución. En

este sentido se ha comprobado que las propiedades de los materiales dependen de su estructura, fundamentalmente del tipo de enlace entre los elementos que lo constituyen, de la ordenación espacial de los átomos o iones y de la micro estructura, es decir, el aspecto que presentan mediante observación microscópica. Para correlacionar las propiedades de un material con su microestructura debe tenerse en consideración un gran número de variables. Una de las más importantes es el proceso de fabricación.

Un determinado material no posee unas propiedades mecánicas únicas, sino todo un rango de valores correspondientes a diferentes métodos de fabricación. Cada etapa del procesamiento puede tener un efecto sobre la microestructura, provocando cambios en el límite elástico y en la ductilidad del material que también afectan a su tenacidad de fractura como resultado de la relación directa entre estas propiedades.

Dentro de este contexto, un factor importante es la anisotropía inducida por deformación. Los procesos de conformado que implican deformación plástica del material, sean en frío o en caliente, producen un alineamiento de los ejes cristalográficos de los granos en una orientación preferente, es decir, una textura cristalográfica. Se produce también un cambio en la orientación de la microestructura, de manera que resultan granos no equiaxiales, hecho que suele denominarse fibrado mecánico.

Situación Problemática: Los materiales metálicos se deforman plásticamente bajo la acción de tensiones que rebasan su límite de elasticidad, que al propio tiempo se eleva como resultado de dicha acción, además de provocar cambios en otras propiedades físicas y físico - químicas.

Si se representa como A al trabajo de la deformación y como Q al calor que se desprende del cuerpo durante el proceso, entonces, como demuestra la experiencia práctica, en el caso de la deformación plástica $A > Q$, lo que implica que parte del trabajo de la deformación se queda dentro del cuerpo y se consume en la elevación de su energía interna. Al sobrante de energía del cuerpo



deformado con respecto al estado inicial se la denomina energía de las tensiones residuales.

Con el incremento del grado de deformación plástica, se eleva la energía interna del metal, se deforma su estructura cristalina y cambian sus propiedades: el metal se endurece, se reduce su estabilidad ante la corrosión, se incrementa la velocidad de difusión y de las transformaciones físicas, disminuye su densidad y se acentúa la anisotropía de sus propiedades (debido a que se favorece la orientación de los cristales, de su textura).

Problema: Las teorías existentes no fundamentan adecuadamente el comportamiento de las microdeformaciones y macrodeformaciones del acero AISI 1045 cuando es sometido al proceso de deformación plástica superficial por rodadura con rodillo simple.

Objeto de la investigación: Acero AISI 1045 deformado por el proceso de deformación plástica superficial por rodadura con rodillo simple.

Campo de acción: Microdeformaciones y macrodeformaciones del acero AISI 1045.

Hipótesis: Si se someten a ensayos de tensometría magnetoelástica a probetas deformadas por deformación plástica superficial por rodadura en el empleo de rodillo simple entonces se podrá determinar micro y macrodeformaciones en el AISI 1045.

Objetivo del trabajo: Determinar a través de ensayos magneto elástico las micro y macrodeformaciones que originan el endurecimiento en el material AISI 1045 deformado superficialmente por el método de rodadura.

Objetivos Específicos:

1. Establecer el proceso de endurecimiento superficial por rodadura del AISI 1045 con rodillo simple.
2. Caracterizar el proceso de tensometría magneto elástica en la aplicación de la obtención de las regularidades del comportamiento del endurecimiento del acero AISI 1045.



3. Caracterizar los planos cristalográficos que definen la deformación del AISI 1045 endurecido plásticamente por rodadura.

Para lograr el cumplimiento del objetivo propuesto, se plantean las siguientes

Tareas de trabajo:

1. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas con el objeto de estudio.
2. Caracterización del proceso de obtención de las micro y macrodeformaciones del acero AISI 1045 deformado por rodadura.
3. Ejecución experimental del proceso de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura.
4. Caracterización de los planos cristalinos.
5. Fundamentación de la metodología propuesta para la determinación del ensayo magneto elástico de la Deformación Plástica Superficial por Rodadura y análisis de los resultados.



Capítulo I. Marco Teórico. Antecedentes Investigativos

1.1. Introducción

La magnitud del endurecimiento por deformación en frío y el nivel de las tensiones remanentes en la capa superficial de un cuerpo en revolución expuesto a rodadura dependen de la fuerza (P), del número de revoluciones (n), del avance (S), de la geometría de la herramienta y la pieza, las propiedades iniciales del material en tratamiento (HB).

Las tensiones ejercidas sobre la zona de la superficie de la pieza durante el rodilado, conducen a una modificación sostenida del estado de tensión residual. Por muy complejo que resulte el proceso de la deformación plástica, siempre puede descomponerse en un conjunto de subprocesos u operaciones elementales, que analizadas aisladamente pueden desarrollarse como un proceso complejo.

Objetivo del capítulo

Realizar un análisis bibliográfico que permita definir el estado del arte en la temática abordada y sustentar los resultados alcanzados en la investigación.

1.2. Análisis del material deformado plásticamente por rodillo

El acero AISI 1045 con una red cúbica centrada en el cuerpo, este es muy difundido, conocido y representativo en la fabricación de piezas de la industria mecánica en Cuba y específicamente de piezas tipo ejes, además puede ser rectificado y tratado térmicamente. El análisis químico se realizó empleando un Espectrómetro de Masa ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el Laboratorio del Taller de Fundición de la Empresa Mecánica del Níquel, Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", Moa. (Alcántara, 2007)

Tabla. 1.1. Composición química del acero AISI 1045.

C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %	Ni %	Fe %	P %
0,44	0,26	0,88	0,13	0,01	0,01	98.21	0.20

En el análisis de los resultados se confirma que el material a emplear en los experimentos es un acero AISI 1045 con una estructura metalográfica ferrito-perlítica (41,2 % de ferrita y 58,8 % de perlita)

1.3. Generalidades acerca de la Deformación Plástica Superficial por rodadura

Esta operación permite sustituir esquemas tecnológicos tradicionales a fin de aumentar la eficiencia del proceso tecnológico de fabricación, aumentar la eficiencia energética y disminuir la contaminación del medio ambiente. Se muestran las particularidades de este tratamiento, que aún no está lo debidamente difundido que debiera. (Díaz; Boada, 2004)

Fernández (2007; 2008, 2009) establece el comportamiento microestructural para el acero AISI 1045 deformado por rodadura, evaluado para diferentes niveles de fuerza (500, 1500 y 2500 N); avance (0,075, 0,125, 0,25 mm/rev) y número de revolución (27, 54, 110 rev/min) para evaluar la dureza. Fueron observadas probetas sin deformar en el centro y con deformación en los bordes después de aplicada la fuerza comenzando el proceso con el nivel mínimo donde el valor de la fuerza fue 500 N; el número de revoluciones 27 rev/min y el avance de 0,25 mm/rev. Fueron sometidas probetas al proceso de deformación en iguales condiciones de trabajo, cambiando la fuerza, el número de revoluciones y el avance (fuerza de 1500 N; 54 rev/min y un avance de 0,125 mm/rev) observándose el comportamiento microestructural del material.

En las probetas sometidas a deformación, se observa una estructura bifásica de ferrita perlita, lo que demuestra que el endurecimiento del acero 45 por rodadura, ocurre por el fenómeno de la acritud y no por el cambio de fase. Los límites de los granos se hacen más finos en la medida que se va incrementando la fuerza que se introduce a través de la herramienta de deformar. (Fernández 2008)

Después de ser sometidas a la acción de cargas por rodadura, en la probeta se notan vestigios de deformación plástica, con bloques de la estructura en mosaico divididos en pequeñas proporciones y una deformación clara de la red cristalina, típico del fenómeno de la acritud. Las micrografías mostradas con un aumento del microscopio (800X) se corresponden con los diferentes niveles empleados.

Se demuestra que la capacidad de endurecimiento (H) tiene un comportamiento creciente en la misma medida que se incrementan las variables del proceso de experimentación (n; S, y P) al incrementar las tensiones de compresión surge un estado tensional que deforma el acero incrementando su dureza final, mejorando el comportamiento del material en correspondencia con el mecanismo de endurecimiento. Sin embargo en el desarrollo de estos trabajos no queda expuesto el comportamiento el mecanismo que produce la deformación de la estructura del material.

1.4. Difracción de rayos x (XRD)

La difracción de rayos X (X - Ray diffraction, XRD), es una técnica no destructiva muy potente para la caracterización estructural de materiales. Aporta información sobre las estructuras, las fases, la orientación preferencial y otros parámetros como el promedio del tamaño de los granos cristalinos, el grado de cristalinidad, tensiones presentes en la muestra y defectos cristalinos. (Williamson - Hall 1953; Armstrong, et al., 1993)

Los picos que se obtienen en los perfiles de difracción de rayos X provienen de la interferencia constructiva de un haz monocromático de rayos X al ser dispersado por el conjunto de planos de La red paralelos al plano de difracción para ángulos específicos. Los ángulos para los que se produce esta interferencia constructiva pueden deducirse geométricamente considerando que la diferencia de caminos entre los haces de rayos X tiene que ser un número entero de veces su longitud de onda. Esto está expresado en la ley de Bragg.

La ley de Bragg permite estudiar las direcciones en las que la difracción de rayos X sobre la superficie de un cristal produce interferencias constructivas, dado que permite predecir los ángulos en los que los rayos X son difractados por un material con estructura atómica periódica (materiales cristalinos).

Cullity (1967). Heimburg (2007) plantean que la difracción de rayos X (DRX) es una de las técnicas de caracterización más potentes y más comúnmente utilizadas para el análisis estructural de cristales. Sus características principales son consecuencia de ser una sonda electromagnética de la materia con una longitud

de onda ($\lambda \sim 1,5 \text{ \AA}$) de magnitud muy parecida al espaciado interplanar de los sólidos (típicamente del orden de unos pocos $\text{\AA}$). Por ser los fotones partículas de masa en reposo nula y libre de carga, interactúan con la materia de una forma suave, lo que produce que la DRX sea una técnica de caracterización no destructiva. Otra ventaja importante es que no requiere ningún proceso específico de preparación de muestras para ser analizadas.

El ensayo de difracción de rayos X se utiliza como un método alternativo de análisis de la microestructura, y permite distinguir las fases presentes en un material, algunas de las cuales no pueden diferenciarse mediante la microscopía óptica.

El fundamento teórico de esta técnica se basa en los diferentes ángulos de difracción de rayos X, que presentan las estructuras cristalinas del material, en virtud de sus respectivas distancias interplanares características.

La caracterización de materiales nanocristalinos por técnicas convencionales de difracción de RX es compleja debido a que el ancho del pico de difracción se ve afectado por el tamaño de las partículas y por la deformación causada durante el proceso. (Enzo 1988).

Otro resultado interesante que se puede extraer del ensayo de difracción de rayos X es la cantidad, en porcentaje relativo, de cada componente. El análisis del espectro de difracción también muestra la altura o intensidad de los picos obtenidos para cada ángulo, que dan una idea de la cantidad relativa de un componente en relación a los demás.

El estudio de la microestructura de los compuestos se puede hacer por microscopía óptica pero los aumentos que se pueden obtener dependen de la longitud de onda de la radiación incidente (Abbé), y solo con radiación con $1 \text{ \AA}$ se puede estudiar la materia a escala atómica. Esta radiación son los rayos - X aunque partículas como los electrones o los neutrones se pueden acelerar a velocidades tales que la onda asociada sea de ese orden por lo que también originan fenómenos de difracción. Para los experimentos de difracción de rayos - X, éstos generalmente se producen bombardeando un blanco metálico,

generalmente Mo o Cu con electrones que provienen de un filamento incandescente y son acelerados por un campo eléctrico muy fuerte 30 - 40 kV. El haz de electrones ioniza electrones de la capa K (1s) de los átomos metálicos y los rayos - X se emiten como consecuencia de la relajación del sistema mediante el llenado de esos orbitales vacíos con electrones que provienen de capas de mayor energía L (2p) o M (3p). Esto da lugar a las líneas de emisión características, K y K, que corresponden a las relajaciones, LK: K y K y MK: K y K; respectivamente. (Sakai, 2000)

Al aumentar el número atómico, la energía de los rayos - X característicos aumenta siendo 1,542 Å (8,04 keV) la K del Cu y 0,711 Å (17,44 keV) la K del Mo.

Se puede seleccionar un haz monocromático, es decir con solo una longitud de onda, de la salida del tubo de rayos - X, mediante el uso de monocromadores o filtros apropiados. Así se dispone de la radiación monocromática que es uno de los elementos principales de un experimento de difracción de rayos - X. (Kashiwaya, et al., 1985; Sakai, 2000; Amura, 2000; Abuku et al., 1986).

1.4.1. Posibilidades del método

La difracción de rayos X es, básicamente, un proceso de interferencias constructivas de ondas electromagnéticas que se produce en unas direcciones concretas del espacio. La difracción de la radiación X puede considerarse desde dos aspectos diferentes. Por un lado se puede analizar a partir de la geometría de las direcciones de los rayos difractados. Esta geometría depende del tamaño y de la forma de la celda elemental del cristal. Por otro lado se puede abordar el estudio analizando la intensidad de la radiación difractada. Esta intensidad se relaciona con la posición de los átomos dentro del retículo del cristal. (Brindley, 1980; Klein; Hurlbut, 1996)

Para realizar el análisis microestructural de una muestra es necesario contar con datos digitalizados del patrón de difracción de polvos (conocido también como difractograma). Para llevar a cabo la caracterización microestructural de un material mediante difracción de rayos-X existe una variedad de métodos que se pueden emplear, éstos se mencionan a continuación.

- a) El uso del FWHM y el ancho integral, que fueron de los primeros empleados para realizar la caracterización de los materiales, ya que relacionan los efectos mencionados.
- b) Mediante una relación muy sencilla de tipo lineal como es el gráfico de Williamson-Hall que correlaciona el tamaño de la cristalita, la microdeformación de la misma de forma independiente y también mezclando ambos efectos mencionados, se puede evaluarlos de manera cualitativa y semicuantitativa.
- c) Otro método importante, en el análisis del perfil de difracción es el de Whole Pattern Fitting (WPF), también llamado descomposición del patrón.
- d) El Método de Rietveld.

Estos métodos emplean datos obtenidos a partir de la modelación del ajuste del patrón de difracción, los cuales son: FWHM, ancho integral " β ", la posición en 2θ del pico, el valor del parámetro de la forma del pico " η ".

✓ **Campo de aplicación.** Es aplicable a cualquier elemento químico con número atómico mayor de 4 (berilio), aunque en los espectrómetros comerciales normalmente utilizados la zona de aplicación está limitada hasta el número atómico 9 (flúor).

✓ **Espectro de rayos X.** Muchas de las ventajas de esta técnica se derivan de la relativa simplicidad del espectro de emisión de rayos X. En general, cada elemento tiene unas pocas líneas (serie K: 2 - 3, L: 8 - 12, M: 2 - 6), muchas de las cuales son de intensidad muy baja, y además cada serie aparece en zonas de longitud de onda muy diferentes y localizadas. La posición de las líneas no depende del tipo de compuesto en el que se encuentre el elemento (si exceptuamos los 6 - 8 elementos de menor número atómico), ni por su estado físico.

✓ **Interferencias espectrales entre líneas.** Debido a la simplicidad del espectro de rayos X, las interferencias espectrales (a no ser que exista un número muy elevado de elementos, 30 - 40), son relativamente infrecuentes; en el caso de que existan, hay muchas formas de evitarlas o corregirlas.

- ✓ **Efectos de absorción y refuerzo.** Los elementos que se encuentran en la muestra junto al que se desea determinar, pueden originar efectos de absorción y de refuerzo de las líneas analíticas (efectos de matriz). Estos efectos de matriz son los que más problemas causan a la hora de determinar la concentración de un elemento, existiendo distintos métodos de evitarlos y corregirlos, ya que son sistemáticos, previsibles y evaluables.
- ✓ **Método no destructivo.** Es un método no destructivo en el sentido en que la muestra no sufre daños durante el análisis. Es, asimismo, no destructivo en el sentido en que, frecuentemente, no es necesaria la toma de muestras; el equipo puede ser dispuesto para acomodar objetos de grandes dimensiones. Las muestras analizadas pueden volver a analizarse las veces que se desee sin que sufran daños (muestras patrones, piedras preciosas, pruebas judiciales, objetos de arte, antigüedades). Existen ciertas limitaciones a este carácter no destructivo, ya que ciertos materiales pueden deteriorarse cuando están sometidos durante largos periodos a una intensa radiación con rayos X. Así, determinados minerales, vidrios, cerámicas y otros materiales inorgánicos pueden llegar a adquirir un color, normalmente pasajero, distinto del original.
- ✓ **Variedad de muestras.** Existen pocos métodos analíticos que permitan tal variedad de formas y tipos de muestras como la fluorescencia de rayos X. Las muestras pueden estar en forma de sólidos, pastillas, polvos, líquidos, películas finas e incluso gases. El material puede ser metal, mineral, cerámico, vidrio, plástico, tela, papel, o prácticamente cualquier tipo. La forma y el tamaño pueden ser muy variables. El método puede ser aplicado en condiciones especiales como altas y bajas temperaturas, atmósferas especiales.
- ✓ **Rango de concentraciones.** Es aplicable en un rango extremadamente amplio de concentración y desde el 100% al 0,0001%, en los casos más favorables. Es suficiente la construcción de una única recta de calibración para todo el intervalo de concentraciones sin necesidad de dividirlo en zonas.
- ✓ **Sensibilidad.** No se puede dar una norma general pues varía según el elemento y el tipo de muestra. En general, es mayor cuanto mayor es el número

atómico del elemento a analizar y menores los números atómicos de los elementos que forman la matriz.

1.4.2. Ancho de los picos de difracción

El aumento en el ancho del pico de difracción es debido a factores instrumentales y a las condiciones de la muestra. Las condiciones del equipo determinan el llamado ancho instrumental, lo cual implica que estando en presencia de un cristal perfecto, existe una gama de longitudes de onda un entorno pequeño al ángulo considerado, observándose una distribución gaussiana de intensidades a su alrededor. Este ancho siempre debe ser estimado cuando se quiere determinar aspectos cuantitativos en el análisis del ancho de los picos de difracción y es calculado con el uso de una muestra patrón.

Estudiando el espectro de difracción del ensayo, es decir los diferentes picos de difracción que se obtienen al variar el ángulo de difracción, y con ayuda de las distancias interplanares propias de difracción características de cada componente microestructural, obtenidas del programa informático del "Internacional Centre for Diffraction Data", 1996, se pueden deducir constituyentes presentes en el acero. En la lista de picos obtenida en el ensayo, se observa que aparecen las principales distancias interplanares (d) propias de algún componente estructural que dan lugar a difracción, se puede deducir su existencia en la microestructura analizada.

Las condiciones de la muestra afectan la dispersión de la longitud de onda por dos efectos importantes, el tamaño de los cristales y los defectos estructurales. El efecto del tamaño de los cristales determina el grado de interferencia de los haces difractados, y en el caso de cristales muy no existe interferencia total, existiendo una distribución de intensidades que se traduce en un aumento considerable del ancho del pico de difracción acompañado de una disminución de la intensidad, (Harold, 1954). Las imperfecciones del cristal, donde existen átomos desplazados de su posición original, causan dispersión del haz difractado ya que los defectos en la estructura cristalina crean variaciones en la distancia interplanar afectando el ancho del pico de difracción.

1.5. Tensiones residuales en metales deformados

Las tensiones residuales son las tensiones existentes en un cuerpo sólido sin la aplicación de fuerzas externas (incluyendo la gravedad) o gradientes térmicos. Todo sistema de tensiones residuales está en equilibrio y la sumatoria de fuerzas resultantes y de momento producido es cero. El valor máximo en el módulo que las tensiones residuales pudiera llegar en el propio límite de escurrimiento del material (Lu, 1996). La figura 1 muestra el comportamiento de las capas tensionadas cuando son sometidas a proceso de tracción o compresión.

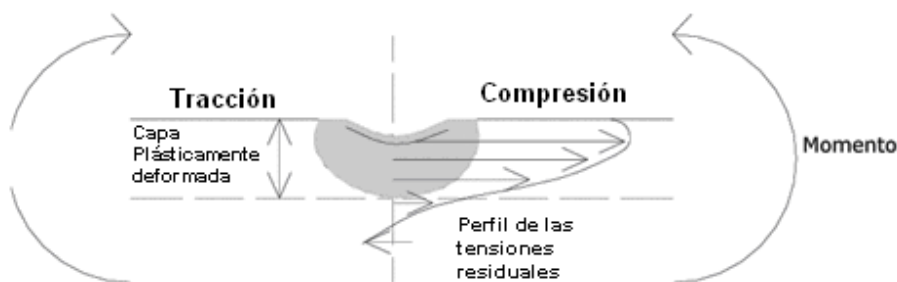


Figura 1. Diagrama esquemático del perfil de las tensiones residuales.

Las tensiones residuales son las tensiones presentes en un material cuando no está sometido a ninguna fuerza ni momento externo. En el caso de capas delgadas es muy habitual que se generen tensiones durante la deposición, normalmente debidas a las diferencias existentes entre las estructuras cristalinas de las diferentes capas. Estas tensiones pueden ser tractivas (positivas), pudiendo llegar a fracturar la capa, o compresivas (negativas), que disminuyen la adherencia de las capas al sustrato.

Con el incremento del grado de deformación plástica, se eleva la energía interna del metal, se deforma su estructura cristalina y cambian sus propiedades: el metal se endurece, se reduce su estabilidad ante la corrosión, se incrementa la velocidad de difusión y de las transformaciones físicas, disminuye su densidad y se acentúa la anisotropía de sus propiedades (debido a que se favorece la orientación de los cristales, de su textura).

Durante el tratamiento térmico, la elaboración por corte y otros procesos tecnológicos en los artículos pueden surgir tensiones internas, que se equilibran mutuamente en el interior del cuerpo. En la mayoría de los casos estas tensiones

parcial o totalmente se mantienen dentro del metal una vez culminado el proceso tecnológico, por eso se denominan tensiones residuales.

El surgimiento de las tensiones residuales está asociado a los cambios de muchas propiedades físico – químicas y físico – mecánicas de los materiales, condicionadas por las particularidades de cada proceso tecnológico de fabricación de las piezas, por esta razón dichos procesos deben ser diseñados de forma tal que las tensiones residuales que surjan en las capas superficiales garanticen la fiabilidad del trabajo de los artículos en condiciones de explotación.

1.5.1. Tensiones y deformaciones en los procesos de deformación plástica superficial

Las tensiones residuales en los metales son causadas por la deformación de partes de la estructura cristalina interna del propio material. Para restaurar esta red interna es necesaria la introducción de energía a la pieza.

A diferencia de la deformación plástica superficial, las tensiones de compresión remanentes, durante el temple, surgen como resultado de las transformaciones estructurales, antes las cuales la austenita se transforma en martensita con una estructura menos densa. Con el aumento del coeficiente de la fricción externa y de la superficie de contacto del instrumento con la superficie de tratamiento aumenta las irregularidades de la deformación plástica con consecuencia el nivel de las tensiones remanentes y la profundidad de su difusión (Korotsiche, 1989).

Una de las clasificaciones más aceptadas de las tensiones residuales es la de (Davidienkov, 1946) acorde a 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) del artículo. Además, pueden ser perjudiciales (las de tracción) o beneficiosas (generalmente las de compresión). (Lajtin, 1985; 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; Pero Sanz, 2000; Alfonso, 1992, 2002).

3. Tensiones de tercer género (deformaciones estáticas de la red cristalina): Se equilibran en los límites de pequeños grupos de átomos. En los metales 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, 1971; Pero Sanz, 2000; Alfonso, 1995, 2002).

En presencia de las tensiones residuales de II y III géneros, la separación de una parte del cuerpo no conduce a una redistribución de las tensiones y por lo tanto el cuerpo no se deforma. Estas tensiones pueden ser beneficiosas, con su presencia se relaciona el endurecimiento de los metales.

Las tensiones de diferentes géneros conducen a diferentes efectos en los roentgenogramas y en los difractogramas, lo que permite aplicar estos métodos en el estudio de dichas tensiones.

Las tensiones residuales de primer género provocan el desplazamiento de las líneas interferenciales, que especialmente se detecta bajo grandes ángulos de Bragg, mientras que las de segundo género conducen al ensanchamiento de dichas líneas y las de tercer género a su estrechamiento y al crecimiento del fondo de la difusión.

1.5.2. Origen de las tensiones residuales

Las tensiones internas en las capas delgadas y en los materiales en volumen se originan en la respuesta elástica de regiones internas del material que sufren deformaciones elásticas (compresiones o dilataciones) provocadas por la

deformación plástica (o elástica) de las regiones próximas. En materiales con una sola fase, se dan en casos como: dos partes unidas y con diferente coeficiente de dilatación térmica, dos cristales unidos epitaxialmente y con parámetro de red no exactamente igual en ambos y en un material homogéneo que ha sufrido una modificación en una parte. En los materiales multifase y en los "composites" siempre existen tensiones residuales internas consecuencia de las diferencias de los coeficientes de dilatación térmica de cada fase y también de los posibles cambios de estructura cristalina ocurridos en alguna de las fases a lo largo del proceso de enfriamiento después de su fabricación. Los materiales amorfos, como el vidrio, también pueden presentar grandes tensiones residuales internas debido a diferencias de temperatura local en el proceso de solidificación de la pieza.

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 pueden ser 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, desorción de gases y corrosión.

1.5.3. Deformaciones de las redes cristalinas (tensiones residuales de tercer género)

EL endurecimiento por deformación del metal, debido a su propia deformación plástica, en gran medida depende del estado tensional en que se encuentre en las zonas sub - microscópicas (en los volúmenes de las redes cristalinas) y microscópicas.

Al realizarse la deformación plástica se gasta energía, del 75 al 90 % de la cual se convierte irreversiblemente en calor, mientras que del 10 al 15 % (y cuando la aplicación de la fuerza es dinámica: hasta el 25 %) se absorbe por la red cristalina. La energía absorbida por el metal lo saca de su estado estable (sin endurecimiento)

y lo conduce a un estado inestable (al endurecimiento). En este caso, toda la energía acumulada en el metal (el 99,9 %), se conserva en el mismo en forma de deformaciones de la red cristalina, que tiene las mismas escalas que las dimensiones atómicas (Davidienkov, 1946), se denominan tensiones de tercer género). Las tensiones de tercer género revelan su acción a escala de 10^{-6} a 10^{-7} mm, es decir en dominios formados sólo por varios núcleos cristalinos elementales.

Las tensiones de las redes cristalinas se forman alrededor de las dislocaciones y en las dislocaciones rectilíneas van disminuyendo proporcionalmente a la distancia desde la línea de la dislocación. A la distancia de 1 m de ella la tensión es aproximadamente igual al límite de fluencia del metal en estado de recocido. Los átomos intersticiales constituyen otra fuente de tensiones de tercer género, que abarca una zona de menor orden que la de las dislocaciones. En dependencia de sus dimensiones, resultan posible tanto la tracción, como las compresiones de la red, que crean campos de fuerza, que a su vez se difunden en todas direcciones a aproximadamente la misma distancia.

Las tensiones vinculadas con la deformación plástica son varias veces mayores que las tensiones nominales medias, determinadas durante los cálculos ingenieriles; esto es debido a que la presión de la dislocación cabecera sobre la barrera es en n veces superior a la tensión que se aplica desde el exterior, siendo n el número de dislocaciones frenadas o retenidas en la fila de átomos dada.

El trabajo en frío (Moreno, 2005) aumenta la cantidad de tensión necesaria para el deslizamiento. Este hecho se puede relacionar con la teoría de la dislocación ya que la red cristalina deformada del metal impide el movimiento de las dislocaciones y la dislocación bloqueada solamente puede desplazarse si se incrementa la tensión. De esta forma, un metal endurecido por deformación se puede someter a tensiones mayores que el mismo metal recocido antes de que ocurra la deformación.

La fatiga superficial se relaciona fundamentalmente con estados tensionales del tipo plano. Es decir, aquellos donde no existen tensiones normales a la superficie de la pieza. Los valores de tensiones en la red cristalina se verán influenciados por la magnitud de las cargas aplicadas al material y la velocidad de aplicación de

dichas cargas, entre otros factores que someten el enrejado cristalino a esfuerzos de tracción y compresión (las cuales actuarán en el mismo sentido o en sentido contrario a las provocadas por los desplazamientos de los cristales) cuyos átomos constituyen barreras u obstáculos al movimiento de las dislocaciones (Key to Steel, 2002; Callister, 1999; Pero Sanz, 2000)

Los diagramas de difracción permiten solamente obtener una estimación de las tensiones residuales debido a que sólo se pueden analizar los plano cristalinos difractantes paralelos a la superficie de la capa deformada. Para efectuar una descripción completa de las tensiones residuales, se requiere entonces analizar también los planos difractantes no paralelos a la superficie de la muestra. Para ello se miden por rayos X los desplazamientos en el ángulo de difracción 2θ para distintas orientaciones en un ángulo θ , que forma la normal a los planos con la normal a la muestra. Luego, suponiendo un estado biaxial de tensiones, se determinan las tensiones por el conocido método del $\sin^2 \Psi$ (Hauk; Macherauch, 1984) y conociendo las constantes elásticas del material.

1.6. Dispositivo magneto - elásticos

El transductor magneto - elástico de fuerza se basa en el efecto de que cuando un material ferromagnético se sujeta a esfuerzos mecánicos, las características magnéticas del material son alteradas y el cambio es proporcional a la fuerza aplicada. Debido a la construcción robusta, al alto nivel de la señal y a la pequeña resistencia interna, la célula de carga magneto - elástica se puede utilizar en ambientes ásperos y eléctricamente disturbados por ejemplo en molinos de balanceo. Las capacidades clasificadas de estos dispositivos están en la gama a partir de 2 kN a 5 kN.

Un gran número de sensores persiguen la evaluación del campo magnético. Una primera familia de sensores de campo se basan en la ley de la inducción electromagnética en donde el voltaje inducido de salida se produce por modificaciones del flujo magnético recogido por un circuito eléctrico bien sea por cambios de la posición del circuito, de la dirección de la imanación, o por modificaciones de la estructura de dominios del elemento próximo al circuito. Una

segunda familia emplea fenómenos galvánicos, principalmente efecto Hall y magneto resistivo, que aparecen como consecuencia de la correlación entre las corrientes eléctricas que fluyen en un material y sus variaciones en presencia de un campo magnético. En este caso se usan materiales bien semiconductores o ferromagnéticos y se utilizan por ejemplo para medida de campo magnético en grabación magnética. Más recientemente se han desarrollado sensores de campo magnético basados en el efecto de magnetoresistencia gigante en donde el spin juega el papel de portador de carga. Una última familia de sensores de campo como los magnetómetros de SQUID se basa en la superconductividad y el efecto Josephson.

1.6.1. Método magneto – elástico para la determinación de las tensiones residuales

La deformación plástica se puede utilizar como método permanente de registrar una fuerza aplicada. La fuerza se aplica (generalmente a un elemento pequeño de metal) que sufra la deformación permanente más allá del límite elástico del material. Un sistema de la medida de la fuerza se compone de un transductor y de una instrumentación asociada. El transductor se sujeta a la fuerza que se medirá, y un cierto cambio resultante en el elemento es medido por la instrumentación asociada. La instrumentación puede accionar el transductor de una cierta manera y también puede procesar la salida del transductor antes de que se demuestre en un indicador que se leerá por el usuario. Un transductor es terminantemente un dispositivo que recibe un estímulo físico y lo cambia en otra cantidad física mensurable con una relación sabida.

Weertman (1992); Askeland (1994) consideran que todos los metales son cristalinos. Las estructuras cristalinas que adoptan, así como las imperfecciones en el arreglo, determinan en buena medida muchas de sus propiedades más relevantes. En particular, los defectos llamados dislocaciones son responsables de la ductilidad de los metales. En una aleación los elementos aleantes pueden existir como átomos aislados alojados en la red cristalina como intersticiales o sustitucionales, también pueden formar compuestos. El conocimiento de la

estructura cristalina de los metales permite comprender mejor sus propiedades y su desempeño en aplicaciones prácticas.

1.6.2. Equipo "TENSO"

Las modificaciones introducidas en el funcionamiento del equipo descansan fundamentalmente en las amplias posibilidades que brinda el nuevo software desarrollado. Con ello cambió completamente el concepto de la medición y la calibración en el equipo "TENSO".

En la versión anterior el usuario debía conocer a priori como iba a realizar su medición, es decir, si se deseaba medir una pieza se debía conocer cuántas zonas iba a tener la medición en esa pieza y cuántos puntos iba a tener en las zonas. Esto restringe sumamente las posibilidades del usuario pues si decide medir 5 puntos en la zona 1 también tendrá que medir 5 puntos para todas las zonas restantes con la agravante que está obligado a medir el número de zonas prefijadas, ni más ni menos.

Es poco práctico realizar las mediciones de esta forma pues generalmente se deciden variar las condiciones del experimento sobre la marcha, ya sea midiendo más o menos zonas o puntos en una zona, y además existe la posibilidad de que algún punto se haya medido incorrectamente y no se pueda eliminar de la medición.

La programación avanzada empleada permitió introducir una estructura jerárquica más compleja para almacenar los datos y administrarlos, subdividiéndolos y agrupándolos en los denominados "File" (ficheros), "Zones" (zonas) y "Points" (puntos) de la medición, mientras que el disponer de cuatro teclas en la interfaz con el usuario, ha posibilitado una alta flexibilidad en la manipulación de los datos experimentales al poder ser estos introducidos, cambiados, leídos, borrados o transferidos a una PC en cualquier momento que desea, según sea el caso.

Para programar el equipo se empleó el compilador de plataforma cruzada (crossplatform compiler) Archimedes 5.0, que bajo la arquitectura X86 genera código objeto 8051, con el enlazador asociado a este paquete.

La programación se realizó en lenguaje C de la ANSI, si bien se hizo uso extensivo de las ampliaciones realizadas por Archimedes Software (Hauk, 1997) al standard de la organización. El código ejecutable generado por el enlazador fue situado en el hardware apropiado mediante el emulador de eprom MicroMaster LV de la firma inglesa ICETech.

Se conservó la estructura inicial de tres módulos o modos de operación del equipo: "Measure" - medición, "Calibrate" – calibración y "RS232" – transmisión de los datos.

1.6.3. Medidor de tensiones residuales "TENSO"

El medidor de tensiones residuales "TENSO" basa su funcionamiento en la aplicación del método magnetoelástico para la medición de tensiones residuales en materiales ferromagnéticos. Como es conocido en un material ferromagnético isotrópico no tensionado, la aparición de un campo de tensiones mecánicas provoca la aparición de una anisotropía en su permeabilidad magnética, conservando esta los mismos ejes principales del tensor de tensiones, siendo la diferencia de sus valores principales al valor del estado no tensionado proporcional al valor de la tensión aplicada. (Cruz et al., 2005).

Aunque la información que brindan otros métodos de medición de las tensiones residuales (Ruido Barkhausen, la difracción de rayos X y los extensométricos) es comparativamente más amplia, el equipamiento basado en el método magnetoelástico es, sin embargo, a los fines prácticos de la medición de las tensiones residuales, mucho mas sencillo, compacto y de fácil manipulación que los primeros (Akutagwa et al., 2003), de lo cual constituye un buen exponente el medidor de tensiones residuales "TENSO", accesible en el mercado a precios muy inferiores de otros basados en el Efecto Barkhausen, como es el caso del STRESSCAN 100 fabricado por la firma American Stress de EUA.

1.6.3.1. Elaboración de las mediciones del equipo "TENSO"

El material es a un campo magnético externo alterno sometido generado con una bobina excitadora y la FEM inducida en la bobina exploratoria es la señal recibida por el equipo "TENSO" para su procesamiento. En la versión anterior las bobinas

están enrolladas sobre un núcleo de acero convencional, que denominaremos Censor Magnetoelástico de Baja Permeabilidad Magnética (CBP).

En adición al censor CBP, en la nueva versión se ha introducido adicionalmente un nuevo ipo de censor, en el que en cambio ahora se ha usado un μ - metal o Permalloy C en el que se enrollan las bobinas excitadoras y las de lectura, el cual es un material de elevada permeabilidad magnética, usado en instalaciones complejas de aislamiento y detección de campo magnético, este material aumenta considerablemente la sensibilidad del dispositivo. Para la confección de este Censor de Alta Permeabilidad (CAP) magnética, láminas de Permalloy C fueron cortadas con la radiación láser en forma de herradura y superpuestas sobre si para conformar los núcleos de los circuitos magnéticos de excitación y de lectura.

En el nuevo censor CAP se ha incorporado de manera exploratoria una tecla que podría facilitar la toma de puntos en la medición pues permitiría que el usuario accione el equipo desde el censor, lo cual simplifica el proceso de medición. La geometría del censor es la indicada en la Figura 2, el ángulo α es el formado por el eje principal del censor y las tensiones residuales.

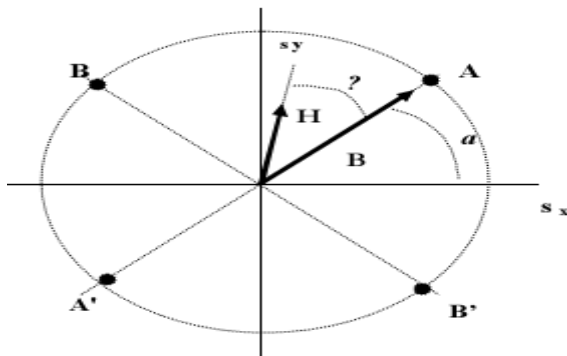


Figura 2: Geometría del censor: (A, A') – Terminales de la bobina excitadora. (B, B') – Terminales de la bobina exploratoria. (α) – Orientación relativa del censor respecto al campo de tensiones biaxial. (?) – Diferencia angular entre el campo aplicado y campo censado.

Con la nueva versión se han introducido las correcciones correspondientes al programa para que midiendo ángulos predeterminados se obtengan los valores de las tensiones para cada punto y el ángulo de las mismas con respecto al eje coordenado de referencia. El ángulo φ entre dos orientaciones contiguas puede tomarse como $2\pi/n$, donde $n = 3$. Para $n = 3$, φ puede tomar el valor de 120° ,



pero también se puede tomar como igual a 60° . Aunque en este caso se realizó el diseño para el caso en de tres orientaciones a 60° , esta fue desechada por la primera opción de 120° .

Considerando que la respuesta del censor de anisotropía magnética es una senoide (Hauk; Macherauch, 1986), se pueden calcular los valores de $N_{\text{máx}}$, $N_{\text{mín}}$ y $\alpha_{\text{máx}}$, dado que el conjunto de las mediciones aporta un total de 3 ecuaciones. En el caso que $n > 3$, es posible emplear la descomposición en Fourier para determinar las variable de interés, dado que la respuesta del censor en todos los casos una función con período de 180° .

1.7. Conclusiones del capítulo I

- ❖ Las fuentes bibliográficas aportan información sobre la difracción por rayos X, pero en ninguna se reporta el comportamiento de las capas difractadas en el acero AISI 1045.
- ❖ Los trabajos más reciente se refieren al comportamiento microestructural del acero AISI 1045, pero no se define el mecanismo que produce la dureza en el material.
- ❖ Se determina que el ensayo magneto – elástico es una técnica no destructiva que permite determinar tensiones residual en capas de materiales tratado superficialmente.

Capítulo II. Materiales y Métodos

2.1. Introducción

El método magneto elástico registra y analiza la distribución del campo magnético natural de artefactos y equipos. Las micro anomalías magnéticas surgen en lugares de tensión y defectos del metal. El método puede detectar los lugares de máxima concentración de tensiones, informar el estado técnico de los metales y soldaduras, el diagnóstico de desarrollo de anomalías en metales, mide el magnetismo natural y mide los cambios de magnetismo natural causados por acciones exteriores o interiores. Los fundamentos físicos del método se basa en los efectos magneto mecánico y magnético - elástico, formación de anomalías - lugares con concentración de tensiones máximas (plástica magnética), así como dispersión del campo magnético regular por las anomalías de metal.

El método detecta las concentraciones de tensiones máximas o defectos microscópicos y macroscópicos en la superficie interior, exterior y dentro del metal. Este método tiene como ventajas que no es preciso de preparar la superficie (limpiar, retirar el aislamiento), no es preciso de magnetizar, el sensor detecta el campo magnético formado durante la fabricación de la pieza, la inspección puede ser hecha in situ, el método tiene una alta precisión.

Objetivo del capítulo

1. Fundamentar las propiedades a investigar y explicar los métodos, procedimientos y condiciones en la que se realizarán los experimentos.

2.2. Diseño de experimento

Las probetas fueron sometidas a la acción de rodadura en diferentes condiciones, a fin de evaluar la influencia de aquellos factores que pudieran tener un efecto significativo en la calidad del proceso de endurecimiento. Teniendo en cuenta que no se dispone de elementos, que permita fijar de antemano los valores de aquellas variables que definan la calidad del proceso de endurecimiento del acero AISI 1045, se propone realizar el tratamiento matemático de las variables involucradas

en el proceso que después de un estudio preliminar de tema, se consideró que las más importantes son:

- ✓ Presión ejercida por la herramienta deformante.
- ✓ Número de revolución del husillo.
- ✓ Avance.
- ✓ Macro y microtensiones residuales.

La matriz del diseño de experimento se establece en la tabla 2.1

Tabla 2.1. Planificación del experimento para determinar la macro y microtensiones.

Niveles	Respuestas			Salidas	
	n(rev/min)	P(N)	S(mm/rev)	Macro Tens	Micro Tens
Nivel superior (+1)	110	2 500	0,25	$\sin^2 \psi$	$d_{\phi\psi}$
Nivel medio (Δ)	54	1 500	0,125		
Nivel inferior (-1)	27	500	0,075		
Número de ensayo					
1 ^a	27	500	0,25	$\sin^2 \psi a$	$d_{\phi\psi} a$
1b	54	500	0,125	$\sin^2 \psi b$	$d_{\phi\psi} b$
1c	110	500	0,075	$\sin^2 \psi c$	$d_{\phi\psi} c$
2 ^a	27	1500	0,25	$\sin^2 \psi a$	$d_{\phi\psi} a$
2b	54	1500	0,125	$\sin^2 \psi b$	$d_{\phi\psi} b$
2c	110	1500	0,075	$\sin^2 \psi c$	$d_{\phi\psi} c$
3 ^a	27	2500	0,25	$\sin^2 \psi a$	$d_{\phi\psi} a$
3b	54	2500	0,125	$\sin^2 \psi b$	$d_{\phi\psi} b$
3c	110	2500	0,075	$\sin^2 \psi c$	$d_{\phi\psi} c$

2.2.1. Empleo del método Magnetoelástico

Se tomaron muestras de cilindros de diámetro 30 mm y largo 70 mm. Primeramente fue analizada la influencia de la curvatura de la barra sobre las indicaciones del parámetro magnetoelástico, fueron delimitadas cuatro superficies de medición: cilíndrica no tratada con rodadura (CN), cilíndrica tratada (CT), tapa no tratada (TN) y tapa tratada (TT), observar anexo I. Se realizaron seis determinaciones de tensiones residuales mediante el medidor "TENSO" a cada probeta.

La medición se efectuó según la metodología descrita en (Cruz, et al., 2009) mediante el medidor de tensiones "TENSO". Este equipo basa las mediciones en el efecto alta permeabilidad magnética (APM), relacionada con la determinación

de la anisotropía que se induce en la permeabilidad magnética de un material ferromagnético cuando sobre éste se ejercen tensiones mecánicas.

2.3. Medición de las tensiones

Los ensayos de difracción por rayos x, permiten realizar análisis cualitativos y cuantitativos. El análisis cualitativo se efectúa con el objetivo de conocer las fases presentes en cada una de las probetas del diseño experimental; y establecer con respecto a la probeta patrón las posibles transformaciones de fases a consecuencia del efecto de las diferentes condiciones de aplicación de las cargas de rodadura, generadas por un rodillo.

El análisis cuantitativo, permite obtener el comportamiento de las tensiones residuales de primer género (tanto normal como tangencial) en cada una de las probetas según diseño del experimento, así como el comportamiento del semiancho físico del pico.

El equipo utilizado (figura 2.2), se encuentra en el laboratorio de Análisis Estructural en el Centro de Aplicaciones Tecnológicas y Desarrollo Nuclear, CEADEN.



Figura 2.2. Vista lateral y frontal del medidor de tensiones residuales "TENSO".

Para programar el equipo se empleó el compilador de plataforma cruzada (crossplatform compiler) Archimedes 5.0, que bajo la arquitectura X 86 genera código objeto 8051, con el enlazador asociado a este paquete. La programación se realizó en lenguaje C de la ANSI, haciendo uso de las ampliaciones realizadas por Software Archimedes (Hauk, 1997). El código ejecutable generado por el

enlazador fue situado en el hardware apropiado mediante el emulador de eeprom MicroMaster LV de la firma inglesa ICETech.

Los parámetros generales del equipo "TENSO" se muestran en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1. Parámetros del equipo "TENSO"

Características	Rango
Rango de mediciones de las tensiones mecánicas.	0 – 0,8 σ_T
Lectura de la medición en el Display.	0,1 – 1000 [MPa]
Error de la medición (no mayor que)	5% de σ_T
Cantidad de curvas de calibración almacenadas en memoria.	10
Frecuencia de trabajo del censor.	700 Hz
Alimentación.	110/220 V
Alimentación. Por batería recargable (incluida)	12 V 1,2 A/h
Consumo máximo	150 m A.
Dimensiones del área de medición del censor.	10 x 10 mm
Dimensiones del equipo.	260 x 250 x 73 mm

2.3.1. Determinación de tensiones residuales de primer género

Se realizó el estudio de las macrotensiones residuales mediante el Método magnetoelástico, se realizó sin cortar ni aplicar otra modificación a la barra, se aplicó la Difracción de rayos X para el cual se requiere preparar probetas por corte. Para analizar las tensiones residuales de primer género fueron empleados 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, 1997; Hauk y Macherauch, 1986) que se fundamenta en la medición de la variación de las distancias entre los planos cristalinos del material debido a la existencia de tensiones, las cuales deforman uniformemente a muchos cristales en la superficie.

2.3.1.1. Puntos de medición y sus sistemas de ejes de referencia

En cada probeta se midieron los siguientes puntos:

- 2 en CN, P = CN α α =1, 2, situados en posiciones diametralmente opuestas.
- 2 en CT, P = CT α α =1, 2, situados en posiciones diametralmente opuestas.

Se obtuvieron las componentes no nulas de los tensores de tensiones σ_1 y σ_2 (tensiones principales), así como el ángulo α de difracción. La tensión en la dirección radial, normal a la superficie resulta nula. Para los puntos de medición P - TN, TT, se cumple que $\sigma(e_z) = 0$

Para ello se tomó una barra no sometida a rodadura con una longitud de 250 mm y un diámetro 30 mm, a la cual se le aplicó un tratamiento térmico de alivio de tensiones, de acuerdo a la metodología indicada. (Cruz, et al., 2009)

2.3.3. Determinación de las deformaciones por el método magnetoelástico

Efecto magnetoelástico. Medición de la anisotropía de la magnetización. Muestra de referencia: Barra de acero 45 no sometida a rodadura y con Tratamiento térmico a $T = 650^\circ\text{C}$ $t = 2$ horas. Calibración del equipo medidor mediante tracción uniaxial de muestra de referencia hasta 120 kN.

El Análisis de las macrotensiones se realizó por el método de $\sin^2\psi$, la radiación empleada fue Cu $K\alpha$ y la línea de difracción utilizada (211).

Los parámetros fundamentales a obtener aparecen reflejados en la tabla 2.4. A partir de estos valores se determinará si el proceso denominado deformación plástica superficial con rodillos se puede establecer como un método que alcanza alta dureza, mejorando la calidad superficial del material.

Tabla 2.4. Parámetros a determinar en el ensayo de tensometría magnetoelástica.

P α .	A ⁽⁰⁾	$\Delta\sigma$, Mpa	τ_{xy} , MPa	σ_1 , Mpa	σ_2 , MPa	$\epsilon_{\phi\psi}$
CN						
CT						

Donde:

P α – Posición del ángulo

A- Ángulo entre la tensión principal de mayor valor y el eje del cilindro zz'

$\Delta\sigma = \sigma_1 - \sigma_2$; [MPa]

τ_{xy} - tensión de cizalladura en el plano xy perpendicular a z; [MPa]

$\Delta\sigma$ – Tensiones máximas o cambios bruscos de carga

FWHM – (Full Width at Half Maximum) ancho del pico de difracción a su altura media expresado en radianes.

D – Dominio cristalino; [nm]

d – Distancia interplanar; [nm]

Teniendo en cuenta que son 9 probetas y que las mismas fueron deformadas en diferentes condiciones de cargas (P), avance (S) y número de revolución (n), serán determinados estos mismos valores para cada una de ellas por separados.

2.3.4. Determinación de las distancias interplanares

La superficie analizada fue cilíndrica. Las barras fueron seccionadas para obtener una muestra de 1,5 cm de longitud de la sección cilíndrica, y un cuarto de la sección transversal. Durante el corte se cuidó de no afectar la superficie de estudio, la cual posteriormente fue sometida a limpieza con disolventes orgánicos y limpieza química.

El análisis por difracción de rayos X fue realizado en un difractómetro de goniómetro horizontal (configuración Ω), radiación $K\alpha$ de Cobre filtrada y detector de centelleo. La configuración de la medición se ilustra en la figura 2.3. 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 " $\sin^2\psi$ " (Hauk y Macherauch, 1986; Hauk, 1997), que se fundamenta en la medición de la posición de la línea de difracción (hkl) a medida que es variado el ángulo ψ entre la normal a la superficie del material y la normal a la familia de planos (hkl) difractantes. La línea seleccionada fue la correspondiente a los planos (211) de la fase Ferrítica del acero. En calidad de referencia de muestra sin macrotensiones se seleccionó polvo de hierro.

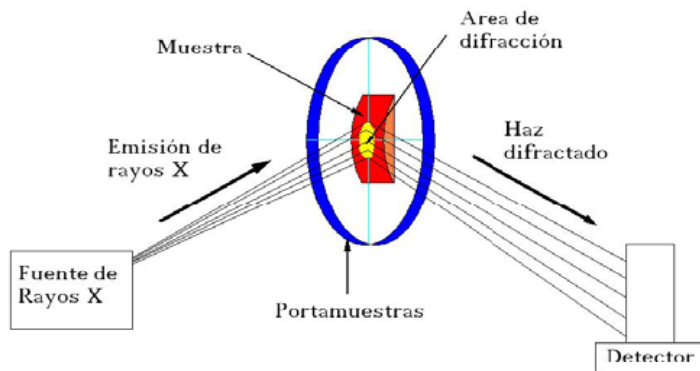


Figura. 2.3. Configuración del goniómetro Ω

2.3.5. Evaluación de microdeformaciones

Fue aplicado el método convencional de Williamson – Hall (Birkholz, 2006; Lamarter, 2000), empleándose las líneas (110), (200) y (211) de la fase ferrítica.

La tensión medida en el retículo cristalino y las tensiones residuales asociadas son determinadas a partir de constantes elásticas asumiendo una distorsión lineal del retículo cristalino. La medida de las tensiones residuales por el método de rayos X se realiza a partir de la contribución de varios granos del cristal y esta medida depende fundamentalmente de la geometría de fase que irá incidir una muestra bien como del tamaño de grano de la muestra (Fitzpatrick, 2005).

De acuerdo con la ley de Bragg, (Zolotarevsky 1996) la profundidad de penetración de las ondas λ en la subsuperficie de material de la muestra depende del ánodo usado, del tipo de material analizado y del ángulo de incidencia de la cara de la muestra y esta medida es siempre próxima a la superficie de la muestra.

El fundamento teórico de esta técnica se basa en los diferentes ángulos de difracción de rayos X, que presentan las distintas estructuras cristalinas del material, en virtud de sus respectivas distancias interplanares características.

Según la condición de Bragg la longitud de onda se obtiene de la forma siguiente

$$\lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta \quad (2.1)$$

Siendo:

λ : longitud de onda de incidencia utilizada en nuestro ensayo, fijada en este caso en el valor de 1,54065 Å (anticátodo de cobre). Fue constante en todo el estudio.

θ : ángulos de difracción característicos de cada componente microestructural.

El ensayo consiste en hacer incidir los rayos X sobre las probetas y variar continuamente el ángulo de incidencia θ . Desde θ hasta 2θ (es decir que mientras la muestra avanza un ángulo θ el detector avanza un ángulo 2θ). De esta forma en todo momento se mantiene la geometría $\theta - 2\theta$ y el haz difractado es recogido por el detector cuando se alcanza la condición de Bragg.

El cálculo de 2θ para cada línea de la difracción viene dado por la ecuación 2.2

$$\sin \theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl}} \quad (2.2)$$

Para lo que:

θ - Angulo de difracción (110; 200 y 211), grados.

n - Número entero (1,2 y 3)

d_{hkl} - Distancia interplanar de la familia de planos.(110; 200 y 211); [nm]

Como la longitud de onda empleada ya viene fijada por el valor constante mencionado, se obtendrá para cada difracción del ensayo, un valor de la distancia interplanar dada la por la ecuación 2.3

$$d = \frac{\lambda}{2 \cdot \sin \theta}; [\text{nm}] \quad (2.3)$$

En el sistema cúbico, el parámetro de red, a , es proporcional a la distancia interplanar, d_{hkl} de la familia de planos hkl a través de la expresión 2.4

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}; [\text{nm}] \quad (2.4)$$

De esta forma, para un pico de difracción, $2\theta_B$ puede obtenerse, mediante la ley de Bragg, el valor de la distancia interplanar y con éste, el parámetro de red.

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 y permite por tanto identificar qué fases forman la muestra a estudiar. En el caso de este trabajo, esta técnica ha sido fundamental tanto para la caracterización cristalina de la muestra como para la identificación de los procesos que se producen en la misma bajo tratamiento térmico.

La anchura a media altura (FWHM, Full Width at Half Maximum) de los picos de difracción también aporta información muy valiosa para la caracterización cristalina de una muestra. A partir de la fórmula de Scherrer (Cullity, 1967) se obtiene que la anchura a media altura sea inversamente proporcional al tamaño de los granos cristalinos y se determina por la ecuación 2.5

El modelo de Williamson Hall establece que el ancho integral del pico de difracción (β) puede ser separado en dos componentes, una correspondiente al tamaño de partículas y otra a su deformación estructural, ambas en función del ángulo de difracción (θ).

$$\beta = \frac{0.9\lambda}{d \cos \theta_{(hkl)}} + \eta \tan \theta_{(hkl)}$$

Esto puede simplificarse, como expresión 1

$$\beta \cos \theta_{(hkl)} = \frac{0.9\lambda}{d} + \eta \sin \theta_{(hkl)}; [\text{rad/s}] \quad (2.5)$$

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).

Para obtener la dependencia de los semianchos se determina K en arreglo de la ecuación 2.2

$$K = \frac{2 \sin(\theta)}{\lambda}; [\text{nm}^{-1}] \quad (2.6)$$

Donde:

K- constante aproximadamente igual a la unidad (1,0. K. 0,89).

El tamaño medio de cristalito D de las fases cristalinas presentes en las muestras deformadas fue determinado a través de la fórmula de Scherrer según Klug, 1974; Warren, 1969; Vives, Gaffet, y Meunier, 2004

$$D = \frac{K\lambda}{FWHM \cos(\theta)}; [\text{nm}] \quad (2.7)$$

Para el caso de una barra sólida, como en esta aplicación. Para una condición de tensión plana existente en la superficie deformada, la distancia interplanar dependerán en las tensiones presente y se determina como:

$$d_{(\phi\psi)} = \left[\frac{1+\nu}{E} \right] \sigma_{\phi} d_0 \sin^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_1 - \sigma_2) d_0 + d_0; [\text{nm}] \quad (2.8)$$

Siendo:

σ_{ϕ} - Tensión de la deformación; [MPa]

ψ - ángulo de inclinación de la superficie

σ_1 y σ_2 - tensiones principales; [MPa]

ν y E - coeficiente de Poisson y el Módulo Young

$\sin^2 \psi$ - determinación de tensión residual para la difracción

En la dirección paralela a la superficie normal $\psi = 0$; por consiguiente la distancia interplanar depende de la suma de las tensiones principales. La suma de las tensiones principales y de cualquier tensión perpendicular, la suma de la tensión circunferencial y componentes axiales puede sustituirse, y el espacio interplanar está dado por:

$$d_0 = \frac{d(\psi = 0)}{1 - \left(\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_A + \sigma_C)}; [\text{nm}] \quad (2.9)$$

Para lo que:

σ_A y σ_C - Tensión axial y circunferencial.

En el caso específico para el AISI 1045

$\sigma_A = 500$ MPa

$\sigma_C = 250$ MPa

2.4. Evaluación de macrodeformaciones

Cuando se determina las macrotensiones al menos en 3 direcciones y se asume una condición planar de tensión, éstas 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.

Esta distorsión uniforme de la red cristalina desplaza el ángulo de difracción de la línea seleccionada para el análisis de tensiones y se determina:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} 2\sigma_{\phi} \quad (2.10)$$

La ecuación 2.10 relaciona la tensión de la superficie σ_{ϕ} , en cualquier dirección definida por el ángulo ψ , a la tensión, en la dirección (Φ, ψ) y las tensiones principales en la superficie.

Si $d_{\phi\psi}$ es la distancia interplanar entre los planos reticulados medidos en la dirección definida por Φ y ψ , la tensión puede expresarse teniendo en cuenta los cambios en las dimensiones lineales del espacio cristalino por la ecuación 2.9

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (2.11)$$

Por otro lado, la deformación media de red e se determinó utilizando la relación de Stokes y Wilson por la ecuación 2.12

$$e = \frac{\beta}{4 \tan(\theta)} \quad (2.12)$$

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

2.5. Conclusiones del capítulo II

- ❖ Queda establecido los diseños de experimentos a emplear en el presente trabajo, teniendo en cuenta las condiciones en que fueron deformadas las



probetas con las variables n, S y P, así como para la determinación de las micro y macrodeformaciones por el método de DRX.

- ❖ Las líneas de difracción empleadas para determinar los índices de Miller teniendo en cuenta las características del material fueron las líneas 211; 110 y 200, fundamentalmente la 211 como fase ferrítica del hierro.
- ❖ Se establece el procedimiento metodológico para determinar la permeabilidad magnética (PM) a través de la DRX en barra de acero AISI 1045 deformada por rodadura.

Capítulo III. Análisis de los Resultados

3.1. Introducción

En este capítulo se exponen los resultados derivados del trabajo experimental, a partir de los mismos, las expresiones matemáticas que describan las regularidades del comportamiento de las micro y macrodeformaciones del proceso de Deformación Plástica Superficial por rodillo simple, empleando como materia acero AISI 1045.

A través de la tensometría magnetoelástica se determinan las tensiones del material cuando es sometido al proceso de deformación, fundamentalmente a un estado de compresión que lo deforma gradualmente.

Objetivo del capítulo

1. Realizar la valoración crítica de los resultados y a través de ella, explicar los fundamentos científicos que dan solución al problema planteado a partir de la interpretación de las regularidades observadas.

3.2. Análisis de las microdeformaciones

Del capítulo 2, epígrafe 2.3.5., se abordó lo relacionado con la metodología para la determinación de la longitud de onda empleada. Teniendo en cuenta que se emplearon tres líneas de difracción (110; 200 y 211) se realizarán los cálculos por separados de cada una de estas líneas.

3.2.1. Evaluación de microdeformaciones

Fue aplicado el método convencional de Williamson – Hall, empleándose las líneas antes mencionadas de la fase ferrítica. Las mediciones efectuadas fueron para probetas deformadas por rodaduras según diseño de experimento descrito en el capítulo II, epígrafe 2.2. El análisis se realizó para cada plano de difracción teniendo en cuenta los índices de Miller, para una longitud de onda de 0,154065 nm y para cada coeficiente K, según el ángulo de difracción.

3.3. Tensiones de 1^{er} y 2^{do} género

El diseño de experimentos contempla una amplia variedad de estrategias experimentales que son adecuadas para generar la información que se busca. Estos experimentos están planeados de forma que se varían simultáneamente

varios factores. Al no haber factores correlacionados se evitan experimentos redundantes. Además, los experimentos se complementan de tal modo que la información buscada se obtiene combinando las respuestas de todos ellos.

Para determinar el comportamiento de $\sin^2 \Psi$ y la distancia interplanar $d_{\Phi\Psi}$ se empleó el método Williamson – Hall mediante software Archimedes 5.0, los resultados obtenidos se muestran en la figura 3.1 donde se valoran las variaciones de las macro y microtensiones material empleado.

Tabla 3.1. Resultados del experimento para determinar la macro y microtensiones.

Niveles	Respuestas			Salidas	
	n(rev/min)	P(N)	S(mm/rev)	Macro Tens	Micro Tens
Nivel superior (+1)	110	2 500	0,25	$\sin^2 \Psi$	$d_{\Phi\Psi(211)}$
Nivel medio (Δ)	54	1 500	0,125		
Nivel inferior (-1)	27	500	0,075		
Número de ensayo					
1 ^a	27	500	0,25	0,48	0,117132
1b	54	500	0,125	0,28	0,117113
1c	110	500	0,075	0,41	0,117137
2 ^a	27	1500	0,25	0,87	0,117131
2b	54	1500	0,125	0,68	0,117128
2c	110	1500	0,075	0,53	0,11714
3 ^a	27	2500	0,25	0,58	0,117162
3b	54	2500	0,125	0,71	0,117122
3c	110	2500	0,075	0,58	0,117119

3.4. Índice de Miller para el plano 211

El cálculo de 2θ para cada línea de la difracción y cumpliendo la condición de Bragg, se obtiene por la ecuación 2.2 los distintos ángulos utilizados.

$$\sin \theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl(211)}} = 0,659$$

$$\theta = \sin^{-1}(0.659) = 41,22^\circ$$

$$\theta = \cos^{-1}(0.659) = 48,77^\circ$$

$$2\theta = (2)(41.22^\circ) = 82,44^\circ$$

$$2\theta = (2)(48.77^\circ) = 97,54^\circ$$

$$\theta = \tan^{-1}(0.659) = 33,38^\circ$$

$$2\theta = (2)(33.38^\circ) = 66,76^\circ$$

Los resultados muestran la variación de los ángulos en los cuales existirá variación (barrido) desde θ hasta 2θ .

Para el sistema cúbico la distancia interplanar de la muestra tensionada para la deformación plástica superficial por rodadura teniendo en cuenta la línea de difracción del Fe α (211) en la ecuación 2.4 se tiene sustituyendo para este caso que $h = 2$, $k = 1$, $l = 1$ por lo que obtuvimos $d_{hkl(211)} = 0,117004$ nm.

Los subíndices hkl indican que el cálculo del tamaño de grano es válido únicamente para aquellos granos que tengan el plano (hkl) paralelo al plano de difracción.

La distribución de la estructura en dependencia de la distancia interplanar tensionada en el plano (211). Demuestran un reducido espacio en la estructura cerca de la superficie, atribuida al proceso de deformación por comprensión al trasladarse el rodillo sobre la superficie, esta disminución es del orden de $0,117004$ nm ($1,17004$ Å).

La dependencia obtenida por difracción de rayos X para la tensión axial según Agustyniak (1999), apunta hacia la existencia de una tensión de compresión atendiendo a la disminución de la distancia interplanar (d) a medida que aumenta el ángulo ψ .

Cuando los metales cúbicos centrados en el cuerpo, como lo es el hierro, son sometidos a deformación en frío, alcanzan una textura consistente en planos orientados paralelamente al plano y con la dirección alineada con ésta. Cuando una partícula queda atrapada, los dominios cristalinos dentro de la partícula, se deforman preferentemente a lo largo de los planos alcanzando esta textura.

En un cristal finito cuando un haz incide con un ángulo próximo a θ el haz difractado no se anula según Cullity (1972). El pico de difracción tiene entonces una anchura, β (anchura a media altura del pico), que está relacionada con el tamaño de grano, D (o dominio de coherencia) a través de la fórmula de Scherrer, para la difracción en el plano 211 en la ecuación 2.5 se tiene sustituyendo para este caso que $d_{hkl(211)} = 0,117004$ nm por lo que logramos que $\beta_{211} = 1,71198$ nm.

El valor obtenido de la altura media del pico en nm hay que expresarlo en rad/s por lo que este parámetro obtiene un valor de 0,028 rad/s.

Para obtener la dependencia de los semianchos se determina el coeficiente K por la ecuación 2.6 lo cual obtenemos que $K_{211} = 8,54 \text{ nm}^{-1}$.

El tamaño medio de cristalito D de las fases cristalinas presentes en las muestras deformadas fue determinado a través de la fórmula de Scherrer por la ecuación 2.7 donde $K_{211} = 8,54 \text{ nm}^{-1}$ y $\text{FWHM} = \beta_{211} = 1,71198 \text{ nm}$ lo cual logramos obtener que $D_{211} = 1,160827 \text{ nm}$.

Esto da lugar a dominios cristalinos cuyos planos quedan orientados perpendicularmente a la dirección en la que se produjo la deformación, coincidiendo su forma con la forma exterior de la partícula.

Las tensiones asociadas a defectos y discontinuidades tales como bordes de grano, dislocaciones, fallas de apilamiento pueden ser responsables de las microtensiones. Su existencia se refleja en el ensanchamiento de los picos de difracción (por variación del espaciado interplanar d)

La disminución del dominio cristalino se produce porque la deformación plástica multiplica el número de dislocaciones en el material. El comportamiento de estas dislocaciones puede ser muy variado, desde la formación de paredes densas de dislocaciones dentro de un grano (agrupación ordenada), acumulación o apilamiento en las paredes de los granos, agrupamiento desordenado dentro del grano.

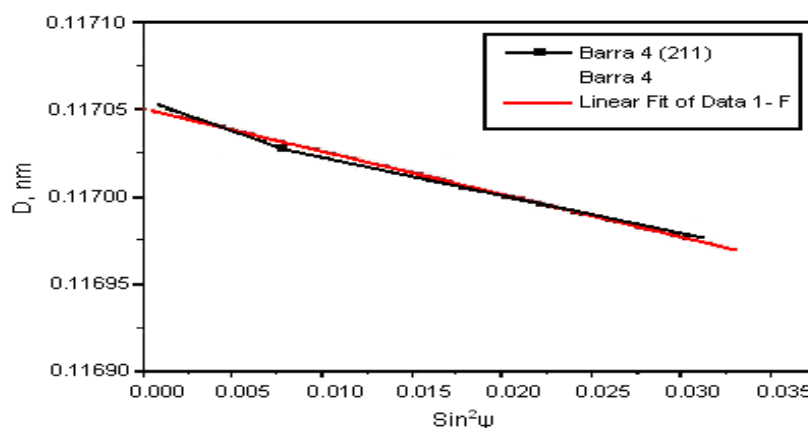


Figura 3.1. Comportamiento del dominio cristalino respecto al $\text{Sen}^2 \psi$.

En la figura 3.1 podemos observar que 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 y 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.

El método Williamson – Hall permite separar los aportes al ancho de línea del tamaño de cristalito y de la microdeformación en el material. Cuando la dependencia no se obtiene línea indica una anisotropía en el fenómeno que origina o condiciona el material, por ejemplo, la cinética de crecimiento de un cristal.

Para el caso de una barra sólida, como en esta aplicación. Para una condición de tensión plana existente en la superficie deformada, la distancia interplanar dependerán en las tensiones presentes. Se determina por la ecuación 2.8, los cuales están representados en el diseño del experimento para el plano 211.

Con los valores reflejados en el diseño de experimento, utilizando el Método convencional de Williamson – Hall y el de $\text{Sen}^2\psi$ mediante el software Archimedes 5.0, se graficó el comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2\psi$ de cada muestra, las mas significativas, son las probetas 2; 4 y 9 las otras pueden observarlas en los anexos II; III; IV; V del trabajo, teniendo en cuenta las diferentes fuerzas, números de revoluciones y avance a la que fueron sometidas.

Para estudiar el efecto de las diferentes distancias interplanares ($d_{\phi\psi}$) deformadas en frío por un rodillo simple, se graficó por separado las diferentes distancias interplanares en las cuales se tuvieron en cuenta las variables fuerzas, números de revoluciones y avance a la que fueron sometidas las probetas, de acuerdo con la matriz del diseño del experimento descrito en el epígrafe 2.2, tabla 2.1.

Al analizar el comportamiento de la distancia interplanar de la muestra 2, en dependencia de una fuerza $P = 500$; con un avance $S = 0,125$ y número de

revoluciones $n = 54$ rev/min se obtuvo una distancia interplanar (ecuación 2.8), permitiendo evaluar el comportamiento del proceso.

En la figura 3.2 se observa el comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2 \psi$.

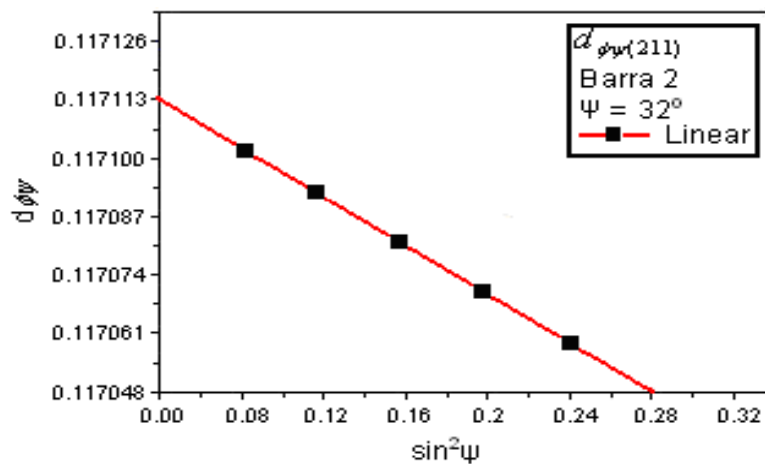


Figura 3.2. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2 \psi$.

El gráfico 3.2 muestra que la distancia interplanar obtenida teniendo en cuenta los ángulos de difracción ϕ y ψ mediante los parámetros ya antes mencionados alcanzamos un valor de 0,117113 nm.

En la figura 3.3 se podrá observar un aumento de la distancia interplanar en la muestra 4, sometido a una fuerza $P = 2500$; un avance $S = 0,25$ y un número de revoluciones $n = 110$ rev/min.

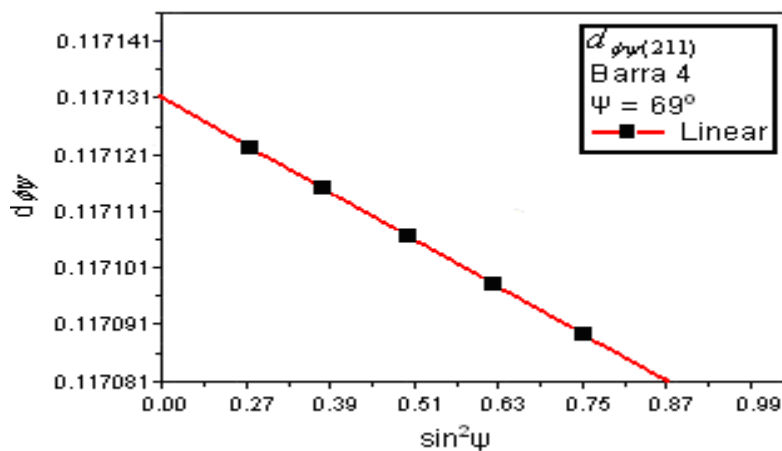


Figura 3.3. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2 \psi$.

La figura 3.3 relaciona el comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2 \psi$, se obtuvo un aumento de esta de 0,117131 nm.

En la figura 3.4 se establece el comportamiento de las distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2 \psi$, para la muestra 9 con una fuerza $P = 1500$; un avance $S = 0,075$ y un número de revoluciones $n = 27$ rev/min.

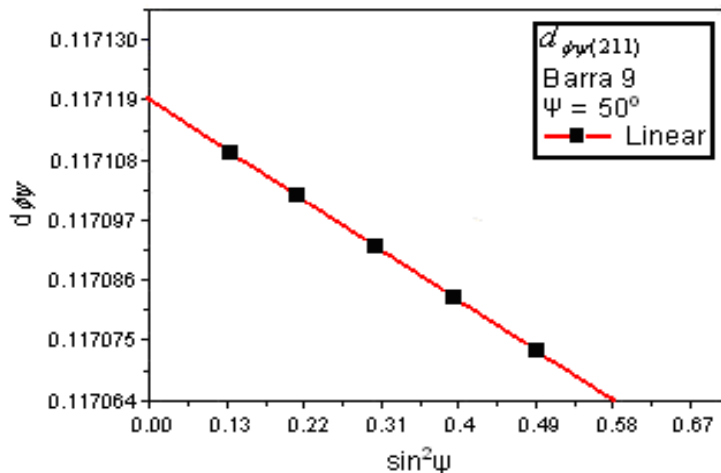


Figura 3.4. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2 \psi$.

En la figura 3.3 para un $\text{Sen}^2 \psi$ de 0,58 se obtiene un valor de $d_{\phi\psi}$ de 0.117119 nm, esto demuestra que al variar el ángulo se muestra una deformación del acero AISI 1045 también para este ángulo, mientras que se varíen estos ϕ y ψ obtendremos diferentes distancias interplanares.

Observándose una proporcionalidad entre las distancias interplanares y los ϕ y ψ , indicada por el instrumento de medición (equipo Tenso)

La distancia interplanar no tensionada, teniendo en cuenta la suma de las tensiones axiales y circunferenciales, obtenemos por la ecuación 2.9 que $d_0 = 0,117121$ nm.

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.

La figura 3.5 muestra el comportamiento de las distancias interplanar tensionada y la no tensionada con relación al $\sin^2 \psi$

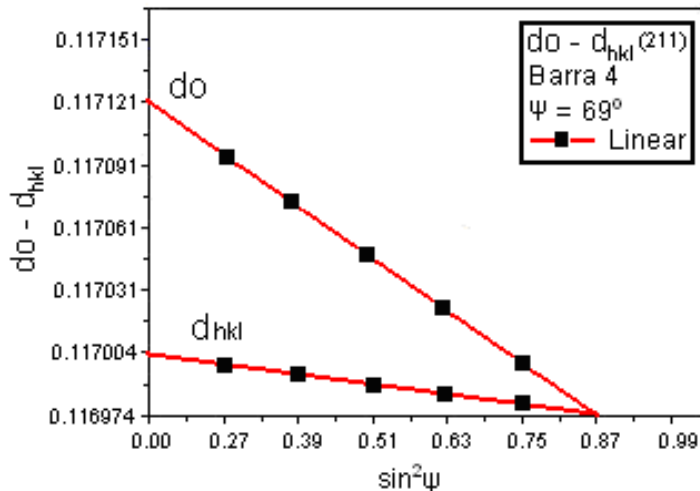


Figura 3.5. Comportamiento de la distancias interplanares ($d_0 - d_{hkl}$) respecto a $\sin^2 \psi$.

En la figura 3.5 se puede evaluar el comportamiento de la distancia interplanar libre de tensiones y la distancia tensionada se puede plantear que en correspondencia con la distancia tensionada d_{hkl} es menor que la d_0 , motivado por la deformación de la red cristalina dentro de la estructura del material deformado plásticamente por rodadura.

3.5. Índice de Miller para el plano 200

Conociendo la condición de Bragg, para el cálculo de 2θ para la línea de difracción de (200) sustituyendo en la ecuación 2.2 su valor es:

$$\sin \theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl(200)}} = 0,537$$

$$\theta = \sin^{-1}(0,537) = 32,47^\circ$$

$$\theta = \cos^{-1}(0,537) = 57,52^\circ$$

$$2\theta = (2)(32,47^\circ) = 64,95^\circ$$

$$2\theta = (2)(57,52^\circ) = 115,04^\circ$$

$$\theta = \tan^{-1}(0,537) = 28,23^\circ$$

$$2\theta = (2)(28,23^\circ) = 56,47^\circ$$

La caracterización microestructural se basa en un análisis muy riguroso, principalmente en el ensanchamiento por efectos de tamaño de la cristalita y/o por

la microtensión dentro de la misma. Scherrer y Williamson Hall fue uno de los primeros en analizar estos efectos y encontró que existe una estrecha relación entre el ensanchamiento del pico de difracción, con la distancia interplanar, dedujo que el ancho integral (β) del pico varía de manera inversamente proporcional a la distancia interplanar "d", para la difracción en el plano 200 con la relación, sustituyendo en la ecuación 2.4 se tiene sustituyendo para este caso que $h = 2$, $k = 0$, $l = 0$ por lo que obtuvimos $d_{hkl(200)} = 0,1433 \text{ nm}$

La altura media del pico en dependencia de la distancia interplanar tensionada en el plano (200), en la ecuación 2.5 se tiene sustituyendo para este caso que $d_{hkl(200)} = 0,1433 \text{ nm}$ por lo que logramos que $\beta_{200} = 1,73198 \text{ nm}$.

Al evaluar el comportamiento de la altura media del pico, el valor obtenido en nm hay que llevarlo a rad/s por lo que este parámetro obtiene un valor de $0,042 \text{ rad/s}$.

La dependencia de los semianchos se determina el coeficiente K por la ecuación 2.6 lo cual obtenemos que $K_{200} = 6,97 \text{ nm}^{-1}$.

El Williamson-Hall entrega los resultados más coherentes en la evolución del tamaño de cristalitas los resultados encontrados a través de la ecuación de Scherrer, se debe que el análisis es más sensible al cambio en el ancho medio de los difractogramas, se observa la existencia de una deformación no uniforme en el tamaño promedio de cristalitas por la ecuación 2.7 donde $K_{200} = 6,97 \text{ nm}^{-1}$ y $\text{FWHM} = \beta_{200} = 1,73198 \text{ nm}$ lo cual logramos obtener que $D_{200} = 1,160827 \text{ nm}$.

Por otra parte, dado que las cristalitas se definen como el tamaño de los micro dominios que difractan en fase, una distribución de tamaños que considerar un tamaño promedio asociado al ancho.

El estado de tensiones en una región dada, micro o milimétrica de un material representado por los componentes de tensiones normales a sistema de coordenadas dado. Lográndose determinar el estado de tensiones de un material usando difracción. Teniendo las componentes de tensión del material, las tensiones residuales pueden ser calculadas usándose la ley de Hooke, la cual da lugar a la distancia interplanar dependerán en las tensiones presente y se

determina por la ecuación 2.8, los cuales están representados en la tabla 3.2 para el plano 200.

En la tabla 3.2 están representados los valores de $d_{\phi\psi}$

Tabla 3.2. Valores de $d_{\phi\psi}$ para el plano 200.

hkl(nm)	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
200	0,143474	0,143453	0,143481	0,143416	0,14345
hkl(nm)	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
200	0,143418	0,143424	0,143539	0,143488	

La distancia interplanar libre de tensiones para la muestra deformada por rodadura teniendo en cuenta el plano de difracción (200) y la suma de las tensiones axiales y circunferenciales obtenemos por la ecuación 2.9 que $d_o = 0,143443$ nm.

3.6. Índice de Miller para el plano 110

La condición de Bragg permite realizar el cálculo de 2θ para la línea de difracción de (110) se obtiene por la ecuación 2.2 los distintos ángulos utilizados.

$$\sin\theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl(110)}} = 0,378$$

$$\theta = \sin^{-1}(0,378) = 22,20^\circ$$

$$\theta = \cos^{-1}(0,378) = 67,79^\circ$$

$$2\theta = (2)(22,20^\circ) = 44,41^\circ$$

$$2\theta = (2)(67,79^\circ) = 135,58^\circ$$

$$\theta = \tan^{-1}(0,378) = 20,70^\circ$$

$$2\theta = (2)(20,70^\circ) = 41,41^\circ$$

Las tensiones asociadas a defectos y discontinuidades tales como bordes de grano, dislocaciones, fallas de apilamiento pueden ser responsables de las microtensiones. Su existencia se refleja en el ensanchamiento de los picos de difracción y/o por la variación de la distancia interplanar (d_{110}), se obtiene sustituyendo en la ecuación 2.4 se tiene sustituyendo para este caso que $h = 1$, $k = 1$, $l = 0$ por lo que obtuvimos $d_{hkl(211)} = 0,202657$ nm.

Para determinar el comportamiento de la FWHM en el proceso de deformación por rodadura y caracterizar el comportamiento del material se realiza con una relación

sencilla de tipo lineal como es el gráfico de Williamson - Hall que correlaciona el ancho de pico con el $\text{Sen}^2 \psi$, empleando el plano 110. Para la difracción es materiales, ya que relacionan los planos cristalinos. Sustituyendo en la ecuación 2.5 para el plano 110 se tiene que $\beta_{110} = 1,72118 \text{ nm}$.

Para evaluar el comportamiento de la altura media del pico, el valor obtenido en nm hay que llevarlo a rad/s por lo que este parámetro obtiene un valor de 0,030 rad/s.

Para obtener la dependencia de los semianchos se determina el coeficiente K por la ecuación 2.6 lo cual obtenemos que $K_{110} = 4,93 \text{ nm}^{-1}$.

Para determinar el tamaño de cristalitas, es necesario tener una buena estadística en la medición de DRX, porque los efectos de ensanchamiento de los perfiles de difracción son muy pequeños. Las fases cristalinas presentes en las muestras deformadas fueron determinadas a través de la ecuación 2.7 donde $K_{110} = 4,93 \text{ nm}^{-1}$ y $\text{FWHM} = \beta_{200} = 1,72118 \text{ nm}$ lo cual logramos obtener que $D_{110} = 1,160827 \text{ nm}$.

Teniendo las componentes de tensión del material, las tensiones residuales pueden ser calculadas usándose la ley de Hooke, la cual da lugar a la distancia interplanar dependerán en las tensiones presente y se determina por la ecuación 2.8 teniendo en cuenta los diferentes ángulos de difracción, los valores obtenidos del (110) se muestran en la tabla 3.3.

En la tabla 3.3 están representados los valores de $d_{\phi\psi}$

Tabla 3.3. Valores de $d_{\phi\psi}$ para el plano 110

hkl(nm)	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
110	0,102861	0,102853	0,102881	0,102874	0,102834
hkl(nm)	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
110	0,102816	0,102839	0,102845	0,102856	

La distancia interplanar para la muestra deformada por rodadura teniendo en cuenta la suma de las tensiones axiales y circunferenciales obtenemos por la ecuación 2.9 que $d_o = 0,20286 \text{ nm}$.

El corrimiento en algunos picos de difracción del espectro con respecto al del material libre de tensiones, es indicativo de la existencia de "macro-tensiones", como se observa en la figura 3.6

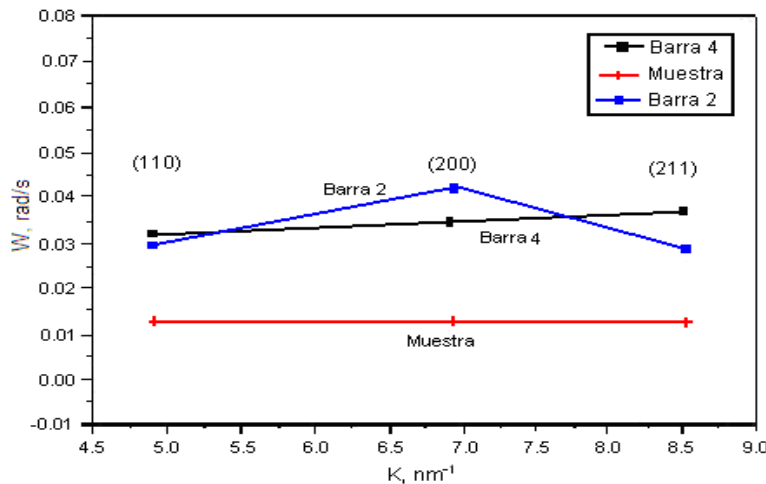


Figura 3.6. Comportamiento del ancho del pico de difracción teniendo en cuenta los planos de difracción (110; 200; 211) respecto a el coeficiente K.

Esto ha ocurrido porque hay un desajuste de volumen entre distintas zonas del material por la deformación plástica no homogénea, por introducción de átomos en las cercanías de la superficie.

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.

La tabla 3.4 relaciona el comportamiento del ancho del pico de difracción teniendo en cuenta los planos de difracción (110; 200; 211) respecto al coeficiente K. En la tabla 3.4 se observan los resultados del ancho del pico para las barras 2 y 4.

Tabla 3.4. Angulo β (rad/s) respecto a el coeficiente K teniendo en cuenta las barras 2 y 4.

Barra 2			Barra 4		
Planos	β (rad/s)	K(nm ⁻¹)	Planos	β (rad/s)	K(nm ⁻¹)
211	0,029	8,54	211	0,037	8,54
200	0,042	6,97	200	0,035	6,97
110	0,028	4,93	110	0,033	4,93

La tabla 3.4 relaciona el comportamiento del ancho del pico de difracción teniendo en cuenta los planos de difracción (110; 200; 211) respecto a el coeficiente K,

donde para el plano (110) podemos observar que para la barra mas significativa la 4 se obtienen valores significativos en la altura media del pico, Un aumento de la anchura de los máximos de difracción se traduce en una disminución en el tamaño del grano cristalino. En la deformación por rodadura la anchura a media altura (FWHM, Full Width at Half Maximum) empleando el método de Williamson - Hall.

3.7. Resultados de las macrodeformaciones

Cuando se determina las macrotensiones al menos en 3 direcciones y se asume una condición planar de tensión, éstas 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.

Esta distorsión uniforme de la red cristalina desplaza el ángulo de difracción de la línea seleccionada para el análisis de tensiones y se determina teniendo en cuenta la ecuación 2.10 los cuales están representados en la tabla 3.5.

En la tabla 3.5 están representados los valores de $\epsilon_{\phi\psi}$ teniendo en cuenta las tensiones.

Tabla 3.5. Valores de $\epsilon_{\phi\psi}$ 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	

Si $d_{\phi\psi}$ es la distancia interplanar entre los planos reticulados medidos en la dirección definida por ϕ y ψ , la tensión puede expresarse teniendo en cuenta los cambios en las dimensiones lineales del espacio cristalino por la ecuación 2.9 teniendo en cuenta la distancia interplanar libre de tensiones por lo que los valores de deformación están representados en la tabla 3.6.

En la tabla 3.6 están representados los valores de $\epsilon_{\phi\psi}$ teniendo en cuenta las diferentes distancias interplanares ($d_{\phi\psi}$) y d_0 .

Tabla 3.6. Valores de $\epsilon_{\phi\psi}$ para las superficies cilíndricas tratadas y no tratadas

Superficies	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
CN	9,24 E-5	-7,24 E-5	1,38 E-4	8,62 E-5	6,22 E-5
CT	2,12 E-4	6,82 E-5	2,58 E-4	-1,87 E-4	4,77 E-5
Superficies	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
CN	1,60 E-4	3,47 E-4	-1,65 E-5	-1,65 E-5	
CT	-1,76 E-4	-1,33 E-4	6,63 E-4	3,08E-4	

Por otro lado, la deformación media de red "e" se determinó utilizando la relación de Stokes y Wilson por la ecuación 2.12 teniendo en cuenta los planos de difracción (110; 200; 211) y ancho de pico para cada plano.

En la tabla 3.6 están representados los valores de "e" teniendo en cuenta las diferentes índices de Miller.

Tabla 3.7. Valores de "e" para las distintas líneas de difracción (211, 200, 110)

hkl(nm)	e
211	0,65374
200	0,800665
110	1,132311

Los resultados de la deformación se pueden observar en la figura 3.7. Para evaluar este comportamiento se tuvo en cuenta la barra sometida a tratamiento térmico de normalizado y la muestra 4, deformada por rodadura.

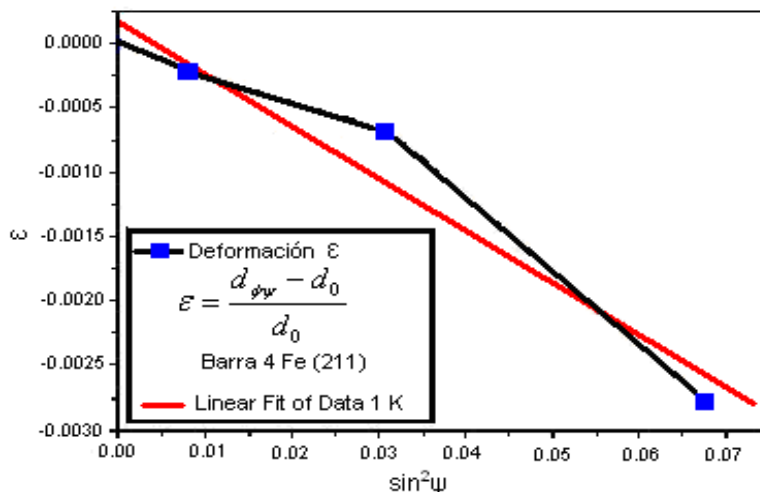


Figura 3.7. Comportamiento de la deformación teniendo en cuenta $(d_{\phi\psi} - d_0)$ respecto a $\sin^2 \psi$.

Las tensiones macroscópicas, o macrotensiones se obtienen en la barra 4 como resultados de la extensión de los granos por encima de la distancias del material no tensionado. Sin embargo, esta anomalía también puede atribuirse a la tensión desequilibrada entre la superficie y el volumen del material según Vaidyanathan (2000).

La presencia de tensiones desequilibradas, el movimiento de pared de dominio a través del efecto magneto-elástico se comprobó que mediante este proceso aumenta el signo de las deformaciones. Según el Moorthy et al. (2000) y Vaidyanathan (2000) las tensiones aparecen como resultados del cambio entre la capa de la superficie del material no deformado y al proceso de la deformación.

3.8. Valoración económica

Para la realización del análisis económico se valora el contrato emitido por el Centro de Aplicaciones Tecnológicas y Desarrollo Nuclear (CEADEN) y el Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, ISMM, para la prestación de servicios relacionados con la difracción de Rayos X a probetas deformadas por rodadura. Estos servicios se detallan a continuación en el presente contrato, quedando especificados en suplementos el tipo de servicio y las especificaciones del mismo.

✓ Materiales

Fueron entregados a CEADEN las muestras siguientes:

- 9 barras de acero 45 de diámetro 30 mm y longitud 70 mm.
- Estas barras sometidas a diferentes tratamientos de Rolling. En ellas se distingue a la zona tratada, de mayor longitud y una segunda más corta, correspondiente al material en estado de suministro.
- Se incluye una barra de acero 45 en estado de suministro.

✓ Caracterización

El trabajo experimental previsto es:

1. Evaluación de las tensiones residuales creadas en la superficie exterior de las barras empleando el equipo TENSO, que se fundamenta en el Método Magnetoelástico y por Difracción de Rayos X.



2. Evaluación del grado de deformación plástica generada en la superficie de las barras deformadas mediante de Difracción por rayos X.

✓ **Suplemento**

El presente suplemento tiene por objeto realizar ensayos de Difracción de Rayos X y Tensometría magnetoelástica con vista a:

- Estudio de los efectos del tratamiento de deformación por Rodadura (Rolling) en superficies de barras de acero 45.
- Valores de la tensión evaluada en la superficie exterior de cada una de las probetas deformadas.

✓ **Costo total del experimento**

El costo del objeto del presente suplemento será de unos (811,32 CUC) en pesos convertibles.

3.9. Impacto Ambiental

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

3.9.1 Campo electromagnético creado durante el proceso de rayos X.

Afectaciones a la salud

Producto del desarrollo tecnológico de la humanidad, desde el descubrimiento de la energía eléctrica y las telecomunicaciones se empezó a poblar nuestro planeta de muy diversas ondas pertenecientes al espectro electromagnético, entre ellas los llamados campos electromagnéticos de frecuencia extremadamente baja debido a la corriente alterna y otras de mucho mayor frecuencia como las ondas de radio, televisión y radar.

Por tanto, los seres vivos estamos expuestos a gran variedad de ondas, lo cual hace necesario comentar muy brevemente las características del espectro electromagnético y la caracterización de los campos magnéticos de origen eléctrico, natural y artificial.

En el extremo superior del espectro electromagnético están las ondas de alta frecuencia, tales como rayos gamma y los rayos X, conocidas por su peligrosidad. Si se toma como referencia la luz visible, que son ondas electromagnéticas para las cuales el ojo tiene receptores especializados en la retina, a mayor frecuencia se encuentran las radiaciones ionizantes y por debajo, las radiaciones no ionizantes que por tener baja energía no logran producir radicales libres ni romper las moléculas de ADN que forman el material genético celular.

Un problema adicional sobre los efectos de los CEM en la salud, generado por esta situación indefinida, es la divulgación de estudios aislados sobre un tema muy especializado que en forma alarmista se presenta al gran público a través de los medios de información. Se hace necesario, por tanto, un análisis fundamentado en una amplia y actualizada base bibliográfica.

Como se ha dicho, el campo magnético crea en el momento en que una corriente eléctrica fluye a través de un conductor. Cuando la persona se expone a un campo magnético se inducen corrientes eléctricas de circuitos cerrados y perpendiculares a la dirección del campo. Estas corrientes, producto de acciones indirectas del campo magnético, son imperceptibles y están por debajo de los cambios eléctricos asociados a la conducción nerviosa, la contracción muscular y la actividad cardíaca. Es importante también protegerse de las radiaciones ultravioletas e infrarrojas invisibles. Estas radiaciones pueden causar distintas afectaciones a la vista y otros órganos.

En sí la radiación infrarroja difiere de los rayos luminosos, de los rayos X y de los rayos ultravioletas, solamente por su longitud de onda. Lo mismo que las demás radiaciones señaladas, la infrarroja puede ser reflejada, absorbida y transmitida cuando incide sobre otros elementos. La mayoría de las fuentes industriales donde se producen altas temperaturas, contienen en su espectro una cantidad muy

considerable de rayos infrarrojos, que casi predominan sobre la irradiación visible y la ultravioleta. Como podemos observar los rayos X pueden ser perjudiciales para la salud y medio que nos rodea por lo que tenemos que cumplir con todas las medidas de seguridad pertinentes.

3.10. Conclusiones del capítulo III

- ❖ Ocurre un incremento de la microdureza superficial que se logra principalmente por el endurecimiento de la ferrita, superior al de la perlita. Los mayores aumentos de la microdureza se obtienen cuando la fuerza y el avance de la herramienta tienden hacia los niveles máximos analizados, 2500 N y 0,25 mm/rev, como resultado de la difracción por rayos X.
- ❖ El efecto económico de la evaluación de las tensiones residuales creadas en la superficie exterior de las barras empleando el equipo TENSO, que se fundamenta en el Método Magnetoelástico y por Difracción de Rayos X, producto de la Deformación Plástica Superficial es de un costo total de 811.32 CUC, existe un ahorro cuya magnitud está directamente relacionada con la cantidad de piezas a procesar.
- ❖ La deformación Plástica Superficial por rodillo, como alternativa tecnológica, puede ser empleado como variantes para mejorar las propiedades físico-mecánicas de las piezas y sus cualidades superficiales.

Conclusiones Generales

- ❖ Los difractogramas se obtuvieron mediante el método de Williansom-Hall, esta es la técnica que se emplea normalmente en el estudio de muestras policristalinas orientadas al azar, en esta configuración tan sólo los planos cristalográficos paralelos a la superficie contribuyen al haz difractado.
- ❖ Todas muestras de acero AISI 1045 deformadas por rodadura presentan componentes de macro y microdeformaciones por los resultados obtenidos de los diferentes cálculos, ya que en todos ellos se observa una disminución del enrejado cristalino.
- ❖ El efecto de endurecimiento de las probetas de acero AISI 1045 está asociado al fenómeno de las dislocaciones las que forman barreras en las juntas de los granos provocando el endurecimiento del material.
- ❖ La Deformación Plástica Superficial por rodillo simple ocurre por desplazamiento o dislocación de los cristales, provocando una división dentro de los granos producto de la fuerza externa.



Recomendaciones

- ❖ Realizar el análisis estadístico del comportamiento del método Willianson – Hall empleando los resultados de este trabajo.
- ❖ Emplear el método Ruido Barkhausen para establecer el comportamiento del acero AISI 1045 con los datos obtenidos.
- ❖ Realizar ensayos de Microscopía electrónica de barrido a microestructura de acero AISI 1045 que permita definir una mayor especificación de las micro y macrodeformaciones.
- ❖ Emplear el método magnetoelástico a probetas u otras muestras endurecidas por deformación plástica superficial.



Bibliografía

1. Abuku, S. et al. "Measurement of welding residual stress distribution by mean of magnetic probe", JSNDI. 1986.
2. Agustyniak, J.B Magn. Mater (1999).
3. Akutagwa, S et al. Use of magnetic anisotropy sensor for measurement of stresses on steel support and it potential. ISRM 2003. Technology road map for rock mechanics. South African Institute of Minino and Metallurgy, 2003.
4. Alcántara, B. D. Comportamiento microestructural del acero AISI 1045 deformado en frío mediante la deformación plástica superficial por rodadura. ISMMMoa. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2007
5. Alfonso, E. Apuntes sobre la interrelación composición – microestructura y propiedades del acero. Monografía. Universidad de Matanzas.1992, 2002.
6. Amura, K. "Experimental research for estimating erection stress of steel bridge using magnetic anisotropy sensor".2000.
7. Armstrong, R.W. Ammon, H.L. Du, Z.Y. Elban, W.L. Zhang X.J; Energetic Crystal-Lattice-Dependent Response, in Mat. Res. Sot. Symp. Proc. Vol. 296, Structure and Properties of energetic Materials, pp 227-232, (1993)
8. Askeland D.R. Ciencia e Ingeniería de los Materiales Ed. Thomson, 3ª edición (1994).
9. Birkholz, D. and Lampater R. The Science and Engineering of 3rd Materials 3 Edition, PWS Publishing Co. Boston. (2000, 2006)
10. 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 (ISPJAE), Volumen 6, No. 2, Mayo-Agosto 2004, Cuba.
11. Brindley, B. Crystal structures of clay minerals and their x - ray identification. 1980.



12. Callister, W. Materials Science and Engineering. An Introduction Fifth Edition. Department of Metallurgical Engineering. University of Utah. John Wiley & Sons, Inc. 1999.
13. Cullity, B. D. Elements of X-Ray Diffraction. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science. University of Notre Dame. Instituto Cubano del Libro. Ediciones Revolucionarias. La Habana. 1967.
14. Cullity B. D. Introduction to Magnetic Materials, Addison-Wesley (1972).
15. Cruz, C. M, López, N; Martín, J. L; López, M; Arteché, J; Abreu, Y, Piñera, I. Desarrollo y consolidación de una versión avanzada del medidor de tensiones residuales "TENSO". Memoria de Evento Internacional, el Seminario y Miniforo Iberoamericano de Tecnología de Materiales. 9 - 11 de mayo 2005.
16. Davidienkov, T. B. and Fitzpatrick, M. P. Determinación de las tensiones residuales en las capas superficiales del acero templado y revenido, tratado por corte, utilizando la difracción por rayos X. 1946, 2005.
17. Enzo S. Diffraction of amorphous and nanocrystalline alloys prepared by solid state reactions. Materials Science Forum. 269 – 272. 1988. pp 363 – 372.
18. Fernández, T. F. Comportamiento de las variaciones mecánicas superficiales mediante la Deformación Plástica por rodadura. Informe Técnico. ISMMMoa. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2007,2008, 2009.
19. Harold Leroy, X Ray Diffraction. Procedures. John Wiles and Sons. (1954).
20. Hauk, V. and Macherauch E. Adv. X Ray Anal. 27. 1986, p.81 - 99.
21. Hauk, V. M. "Structural and Residual Stress Analysis by Non-destructive Methods", Ed. Elsevier, The Netherlands, 1997, p.85.
22. Heimbürg, D. T. Rays X for diffraction. Science of the Materials. (2007)
23. Kashiwaya, K. et al. "Stress measurement using a magnetic anisotropy sensor with help of alternating current demagnetization", JSNDI, 34:201-207. 1985.



24. Key to Steel. Elements of X-Ray Diffraction. Behavior of the superficial mechanical variations (2002)
25. Korotcishe.L. Procesos progresivos en la deformación plástica superficial por rodadura. Mir. Moscú. 1989. Pág 53-64. (Hernández, S, 1997).
26. Klien, B. and Hurlbut, E. On X-ray Diffraction and X-ray Absorption Spectroscopy Characterization of Ball Milled Iron Copper Solid Solution. Materials Science Forum, 1996.
27. Lajtin, Y. Metalografía y tratamiento térmico de los metales. 1 ed. Editorial MIR. Moscú. 1971,1973,1985.
28. Lu, J., Handbook of Measurement of Residual Stresses, 1 ed., Senlis, France, Society for Experimental Mechanics - Inc., 1996.
29. Moreno, E. H. Residual Stress Measurement by X-ray Diffraction, 2005
30. Pero-Sanz, J.A. "Ciencia de los materiales. Metalúrgia Física: Estructura y Propiedades", Editorial DUSSAT SA, 1999.
31. Pero-Sanz, J.A. "Ciencia de los materiales. Metalúrgia Física: Estructura y Propiedades", Editorial DUSSAT SA, 2000, 3ra Edición.
32. Sakai, Y. and Tamura, N. "Experimental research for estimating erection stress of steel bridge using magnetic anisotropy sensor", Proceeding of the SEIKEN SYMPOSIUM No.26, Non - Destructive Testing in Civil Engineering 2000, 2004.
33. Thomas, H. Thermal Biophysics of membranes. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. 2007.
34. Vaidyanathan S., Moorthy V., Jayakumar T., and B. Raj, Materials Science and Technology (2000).
35. Vives, R. W; Gaffet, H. L; Meunier; X. J. Klug O (1974). Energetic Crystal- in Mat. Res. Sot. Symp. Proc. Vol. 296, Structure and Lattice-Dependent Response, Properties of energetic Materials, 2004



36. Westerman, W.J. "Industry rediscovers roller burnishing", Machine Design, Volume 55, No. 19, 1992, Pages 44-48, USA. (Bright Burnishing, et al, 2005).
37. Williamson, G. K; Hall; W.H. X - ray Line Broadening from jiled Aluminium and Wolfram; Acta Metall., Vol. 1, 22 – 31. 1953.
38. Zolotarevsky, J. Elementary Dislocation Theory, Oxford University Press, 1996.

Anexos I



Figura 1. Barra de acero 45 sometida a rodadura.

Tratada: sección larga

No tratada: sección corta

Anexo II

Micro y macrodeformaciones para el plano (211)

Muestra 2 ($P = 500$; $S = 0,125$; $n = 54$ rev/min)

$P\alpha$	$\alpha(0)$	$\Delta\sigma$, MPa	τ_{xy} , MPa	σ_1 , MPa	σ_2 , MPa	$\epsilon_{\phi\psi}$
CN	1(19)	60,7(15,3)	0,93	-2,4	-63,0	-7,24 E-5
CT	29(32)	131,3(10,9)	26,2	-2,4	-133,7	6,82 E-5

Muestra 4 ($P = 2500$, $S = 0,25$; $n = 110$ rev/min)

$P\alpha$	$\alpha(0)$	$\Delta\sigma$, MPa	τ_{xy} , MPa	σ_1 , MPa	σ_2 , MPa	$\epsilon_{\phi\psi}$
CN	23(45)	28(15)	9,8	-1	-29	8,62 E-5
CT	46(69)	150(39)	72,0	-6	-156	-1,87 E-4

Muestra 9 ($P = 1500$; $S = 0,075$; $n = 27$ rev/min)

$P\alpha$	$\alpha(0)$	$\Delta\sigma$, MPa	τ_{xy} , MPa	σ_1 , MPa	σ_2 , MPa	$\epsilon_{\phi\psi}$
CN	32(24)	51(12)	23	-2	-53	-1,65 E-5
CT	27(50)	140(17)	15	-5	-145	3,08E-4

Anexo III

Muestra 1. ($P = 500$; $S = 0,25$; $n = 110$ rev/min)

Pα.	$\alpha(0)$	$\Delta\sigma$, MPa	τ_{xy} , MPa	σ_1 , MPa	σ_2 , MPa	$\epsilon_{\phi\psi}$
CN	48(43)	58(9)	28	-2	-56	9,24 E-5
CT	42(44)	132(11)	56	-3	-135	2,12 E-4

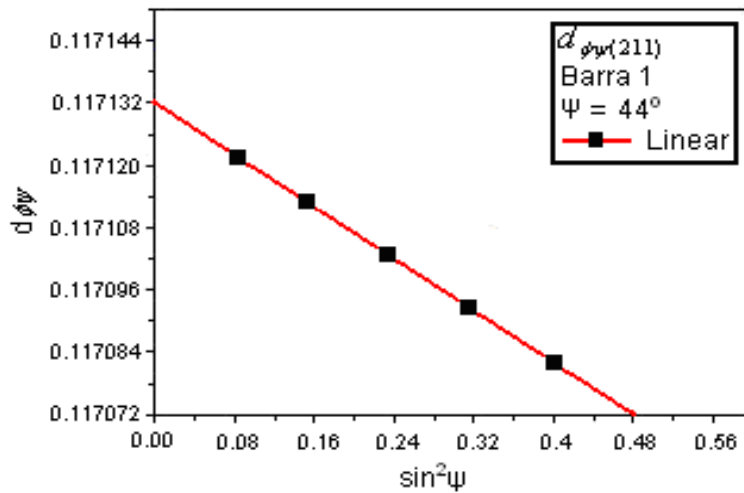


Figura 2. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2 \psi$.

Muestra 3 ($P = 500$; $S = 0,075$; $n = 27$ rev/min)

Pα.	$\alpha(0)$	$\Delta\sigma$, MPa	τ_{xy} , MPa	σ_1 , MPa	σ_2 , MPa	$\epsilon_{\phi\psi}$
CN	-4,6(14)	30(24)	-3	-1	-32	1,38 E-4
CT	29(40)	126(12)	20	-2	-128	2,58 E-4

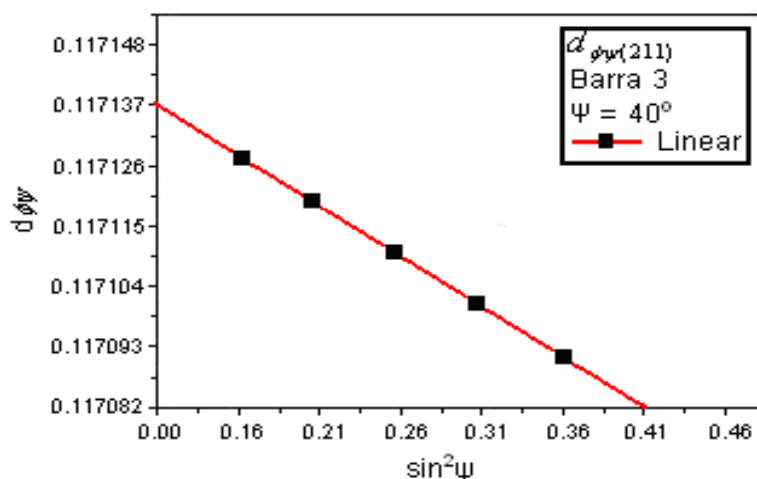


Figura 3. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\text{Sen}^2 \psi$.

Anexo IV

Muestra 5 (P = 2500; S = 0,125; n = 54 rev/min)

Pα.	$\alpha(0)$	$\Delta\sigma$, MPa	τ_{xy} , MPa	σ_1 , MPa	σ_2 , MPa	$\epsilon_{\phi\psi}$
CN	-7 (15)	50 (23)	-6	-2	-52	6,22 E-5
CT	-7,6 (56)	147 (30)	70	-2	-149	4,77 E-5

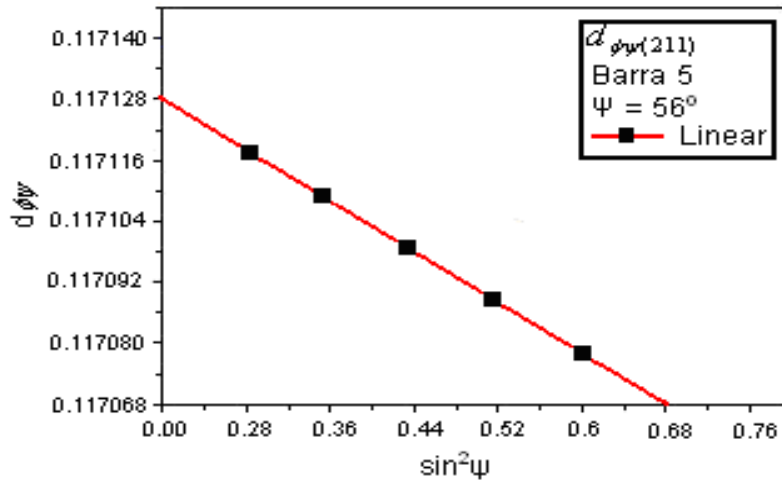


Figura 4. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\sin^2 \psi$.

Muestra 6 (P = 1500; S = 0,25; n = 110 rev/min)

Pα.	$\alpha(0)$	$\Delta\sigma$, MPa	τ_{xy} , MPa	σ_1 , MPa	σ_2 , MPa	$\epsilon_{\phi\psi}$
CN	4(77)	34(16)	2	-1	-36	1,60 E-4
CT	45(47)	142(19)	36	-3	-145	-1,76 E-4

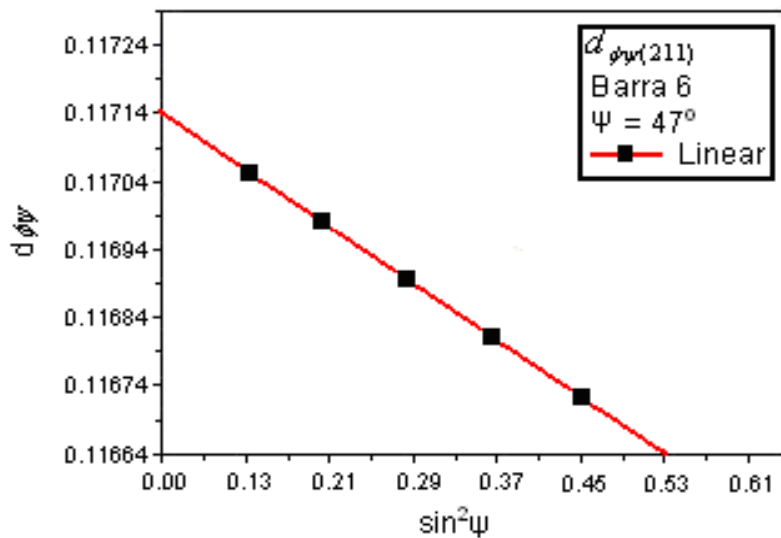


Figura 5. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\sin^2 \psi$.

Anexo V

Muestra 7(P = 2500; S = 0,075; n = 27 rev/min)

Pα.	α(0)	Δσ, MPa	τ xy, MPa	σ1,MPa	σ2,MPa	ε _{Φψ}
CN	3(33)	64(15)	4	-35	-67	3,47 E-4
CT	28(50)	146(17)	19	-2	-148	-1,33 E-4

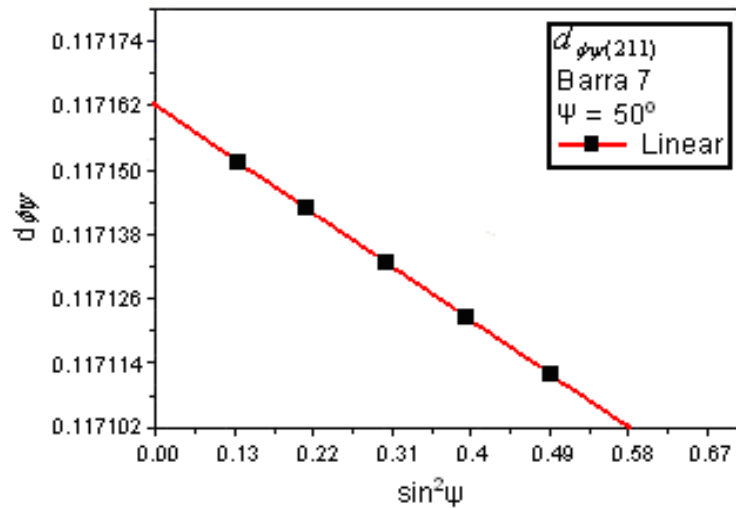


Figura 6. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\sin^2\psi$.

Muestra 8 (P = 1500; S = 0,125; n = 54 rev/min)

Pα.	α(0)	Δσ, MPa	τ xy, MPa	σ1,MPa	σ2,MPa	ε _{Φψ}
CN	54(56)	26(15)	12	-1	-27	-1,65 E-5
CT	29(58)	142(11)	14	-1	-143	6,63 E-4

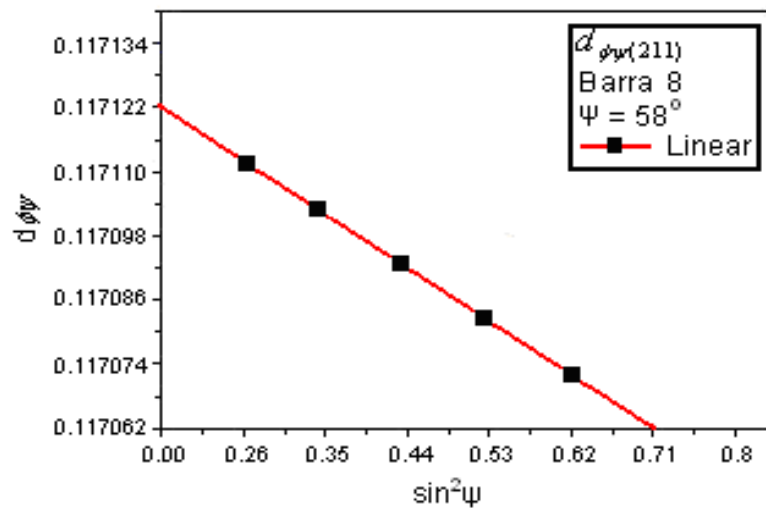


Figura 6. Comportamiento de la distancia interplanar ($d_{\phi\psi}$) respecto a $\sin^2\psi$.