

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



RECRISTALIZACION DE CINTA DE ACERO LAMINADO
EN FRIO 1006 EN HORNOS DE RECOCIDO
TIPO CAMPANA

POR:

ING. OSCAR FRANCISCO VILLARREAL VERA

TESIS

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

MONTERREY, N. L.

DICIEMBRE DE 2002

2002

RECRISTALIZACION DE CINTA DE ACERO LAMINADO

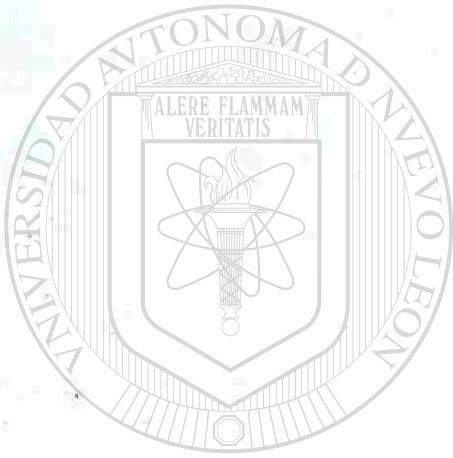
EN FRIO 1006 EN HORNOS DE RECOCCIDO

TIPO CAMPANA

0.0F.V.V.



1020149024



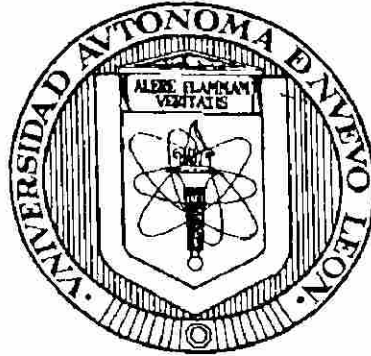
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



ALIZACIÓN DE CINTA DE ACERO LAMINADO EN FRÍO 1006 EN
HORNOS DE RECOCIDO TIPO CAMPANA

POR

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

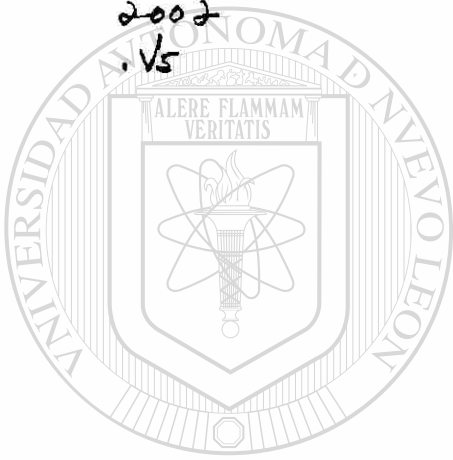
ING. OSCAR FRANCISCO VILLARREAL VERA
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

MONTERREY, NUEVO LEON DICIEMBRE DEL 2002

9 7948

TH
Z5853
.M2
T HC
2002
.V5



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

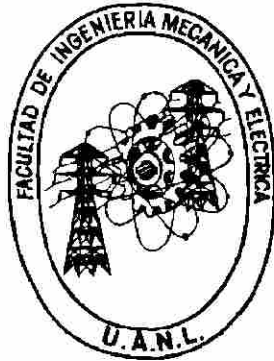


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**RECRISTALIZACIÓN DE CINTA DE ACERO LAMINADO EN FRÍO 1006 EN
HORNOS DE RECOCIDO TIPO CAMPANA**

POR

ING. OSCAR FRANCISCO VILLARREAL VERA

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

MONTERREY, NUEVO LEON DICIEMBRE DEL 2002

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis Recristalización de cinta de acero rolado en frío 1006 en hornos de recocido tipo campana, realizada por el Ing. Oscar Francisco Villarreal Vera, matrícula 0341623 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.



El comité de Tesis

A handwritten signature in black ink, appearing to be 'José Luis Cavazos García', written over a horizontal line.

Dr. José Luis Cavazos García
Director de Tesis

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A handwritten signature in black ink, appearing to be 'Rafael Colas Ortiz', written over a horizontal line.

Dr. Rafael Colas Ortiz
Revisor

A handwritten signature in black ink, appearing to be 'Alvaro Rodríguez Ramos', written over a horizontal line.

M.C. Alvaro Rodríguez Ramos
Revisor

A large, stylized handwritten signature in black ink, appearing to be 'Guadalupe Alan Castillo Rodríguez', written over a horizontal line.

Vo. Bo.

Dr. Guadalupe Alan Castillo Rodríguez
Subdirector de estudio de Post-grado

DEDICATORIA

- A Dios por la paz y confianza que me dio para poder llevar a cabo esta Tesis adelante.
- A mi esposa Rosana e hijos Maria Fernanda y Oscar Francisco por la comprensión y tiempo que me dieron para terminar.
- A mis padres Oscar y Francisca por todo el apoyo brindado para la realización mis estudios profesionales.

Si bien toda criatura llamada a la existencia exige una razón; la razón más profunda de todo cuanto existe es el amor y la esperanza de un día mejor.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

AGRADECIMIENTOS

- A la UANL por todo el apoyo brindado para el desarrollo de la tesis y al Dr. José Luis Cavazos por el tiempo y asesoría prestada para el desarrollo de este trabajo.

- Al personal del laboratorio metalúrgico de Cintacero y de pruebas mecánicas de Villacero, Fernando, Javier, Don Patricio, Armando, Ramiro y demás compañeros que apoyaron con ideas, tiempo y equipo; a todos ellos gracias.

- A la empresa Villacero por todo el tiempo y apoyo necesario que me brindó para poder llevar a cabo todo este conjunto de pruebas y investigación técnica para la elaboración de la tesis.

- A compañeros y amigos de Servicio al Cliente, Proyectos y Sector Industria de Villacero.

ÍNDICE

DEDICATORIA

AGRADECIMIENTOS

RESUMEN

1

CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN

2

CAPITULO 2. ACEROS DE BAJO CARBÓN

4

2.1 Clasificación y Aplicación

4

2.2 Aplicaciones de los aceros 1006AK

5

2.3 Propiedades mecánicas

6

CAPITULO 3. FUNDAMENTOS DEL TRABAJO EN FRÍO

7

3.1 Trabajo Plástico del Acero

7

3.1.1 Naturaleza microscópica

8

3.1.2 Ley del esfuerzo crítico de corte

9

3.1.3 Naturaleza macroscópica

11

3.2 Fundamentos del trabajo del metal

12

3.3 Métodos para la realización del trabajo en frío

13

3.4 Estructuras resultantes del trabajo en frío	15
3.5 Modos de Deformación	15
3.6 Manufactura de productos rolados en frío	16
3.6.1 Grado de Temple	17
3.6.2 Acabado	19
3.6.3 Orilla	19
3.7 Reducción en Frío para la fabricación de lámina	20
3.7.1 Secuencia de la operación	21
3.7.2 Calculo del porcentaje de reducción	22
3.8 Rolado en frío por tren de Laminación de 4 rodillos	23
CAPITULO 4. RECOCIDO	24
4.1 Introducción	24
4.2 Tipos de Recocidos	25
4.2.1 Recocido completo	25
4.2.2 Recocido Isotérmico	26
4.2.3 Recocido Subcrítico	27
4.2.4 Esferoidización	28
4.3 Recocido en Hornos Continuos	29
4.4 Recocido en Hornos de Campana	31
4.4.1 Atmósfera inerte de Nitrógeno	34
4.4.2 Atmósfera inerte de Hidrógeno	35
4.5 Etapas del proceso de Recocido	37
4.5.1 Recuperación	37
4.5.1.a Microestructura y propiedades	38
4.5.2 Recristalización	40
4.5.2.a Proceso de nucleación	41
4.5.2.b Recristalización Cinética	43

4.5.2.c Subgranos	44
4.5.3 Crecimiento de grano	45
4.5.3.a Crecimiento de grano arriba de la línea Ac1	47
4.5.4 Textura de deformación (Cristalográfica)	48
4.5.5 Textura de Recristalización de recocido	50
4.5.6 Propiedades después de recocido	51
4.5.6.a " Δr " y " r ", propiedades de embutibilidad	51
4.5.6.b " K " y " n ", propiedades de formabilidad	55

CAPITULO 5. DESARROLLO EXPERIMENTAL	60
--	-----------

5.1 Material de prueba	60
5.2 Etapas del proceso experimental	61
5.2.1 Etapa No. 1	61
5.2.2 Etapa No. 2.	64

CAPITULO 6. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	66
---	-----------

6.1 Introducción	66
6.2 Clasificación de materia prima y proceso de reducción en frío	66
6.2.1 Análisis químico y reducción en frío	67
6.3 Proceso de Recocido	68
6.3.1 Sección 1	68
6.3.2 Sección 2	69
6.3.2a Ensayo de dureza	69
6.3.2b Área y Relación de Aspecto del grano	71
6.3.2c Propiedades Mecánicas	73
6.3.2d Anisotropía	77

CAPITULO 7. CONCLUSIONES	79
7.1 Conclusiones	79
7.2 Recomendaciones	80
REFERENCIAS	82
FIGURAS	84
TABLAS	118
APÉNDICE A	128
LISTADO DE FIGURAS	186
LISTADO DE TABLAS	193
GLOSARIO	195
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	201

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



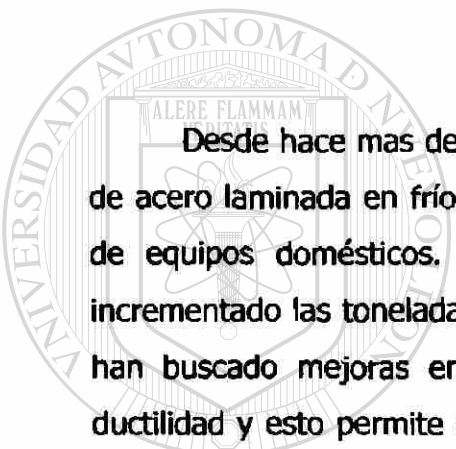
RESUMEN

La siguiente investigación involucra la influencia que tiene el tiempo y temperatura sobre el crecimiento de grano, dureza, propiedades mecánicas, y la relación de aspecto del grano para una cinta de acero SAE 1006 laminada en frío con 57.8% de reducción, espesor de 0.079 pulgadas aplicando un proceso de recocido a tres rangos de temperatura de 630°C, 670°C y 710°C así como el efecto de una zona de precalentamiento antes de efectuar el proceso de recocido a 400°C por una hora, el crecimiento de grano se ve afectado principalmente por la temperatura de proceso y tiempos muy prolongados así como la relación de aspecto que está más influenciada por el tiempo de proceso, tales factores fueron importantes para determinar el avance de recristalización del acero.

La segunda sección de la tesis involucra el comportamiento de las propiedades de anisotropía planar así como del coeficiente de resistencia y del coeficiente de endurecimiento por deformación aplicando a la cinta un proceso de recocido en tres rangos de temperatura de 630°C, 670°C y 710°C sin zona de precalentamiento. Las propiedades de anisotropía tanto r como Δr muestran que su influencia está muy afectada por el porcentaje de reducción, tiempo y temperatura, mientras que K se ve más afectada por la temperatura y tiempo del proceso y el coeficiente de endurecimiento por deformación (n) presenta uniformidad para todos los rangos de temperatura. La presente tesis presenta un modelo de tratamiento térmico de recocido a tres rangos de temperatura para una cinta de acero de 0.079" de espesor.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN



Desde hace más de treinta años se ha incrementado la demanda de cinta de acero laminada en frío, principalmente en el sector automotriz y la industria de equipos domésticos. Los nuevos desarrollos y tendencias no solo han incrementado las toneladas de cinta de acero laminadas en frío sino también se han buscado mejoras en sus propiedades mecánicas, acabado superficial y ductilidad y esto permite conocer más de los procesos de prensado, troquelado profundo, en muchos rangos de producción.

En las operaciones térmicas, químicas y mecánicas necesarias para la conversión del mineral de hierro a la lámina comercial u hojalata, el recocido es el proceso térmico en esta larga cadena de operaciones que representa un papel muy importante.

El tiempo, temperatura controlada durante el precalentamiento, permanencia, e enfriamiento, junto con la atmósfera de protección, todos tienen una influencia importante en las propiedades físicas y acabado superficial de la cinta última.

La transformación de rollos de acero laminados en caliente de colada continua, con características comerciales a cintas de acero laminadas en frío con tolerancias estrictas en espesor, ancho, propiedades físicas y mecánicas específicas de la aplicación final del producto, es un proceso importante para el desarrollo de aceros que sean aplicados a los procesos de formado de la industria. Permitiendo una seguridad y funcionalidad del producto, mejorando estampabilidad y rendimiento de los procesos, aprovechando la alotropia del acero.

La determinación de tiempos de recristalización y el efecto de una zona de precalentamiento permitirá modificar las propiedades mecánicas y metalográficas del material, disminuyendo costos en el proceso de transformación y obteniendo características adecuadas del producto final. El objetivo principal de esta investigación es determinar un modelo del proceso de recocido en tres rangos de temperatura, inferiores a la temperatura crítica del acero, para la recristalización de cinta de acero laminada en frío grado 1006 y 0.079 pulgadas de espesor, 57.8 % de reducción en frío, calidad comercial de acuerdo a norma ASTM A109/A109M-98 y la influencia de una zona de precalentamiento antes del proceso de recocido.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 2

ACEROS DE BAJO CARBONO

2.1 CLASIFICACIÓN Y APLICACIÓN

Los aceros de bajo contenido de carbono representan el grupo más importante de los materiales de ingeniería. Representan el mayor porcentaje de la producción de acero mundialmente y tienen una amplia aplicación en diferentes ramas de la ingeniería, diversificando su aplicación en una amplia variedad de productos.

Aunque la clasificación por su aplicación es imposible, pueden ser clasificados sobre la base de su método de fabricación, por ejemplo, básico de oxígeno, de corazón abierto básico, aceros de hornos eléctricos. Este método de clasificación se puede extender incluyendo prácticas de desoxidación, por ejemplo, aceros semicalmados y completamente calmados.

Los aceros comerciales también pueden ser clasificados sobre la base del contenido de carbono como hipoeutectoides o hipereutectoides, los aceros hipoeutectoides son aquellos en los cuales el contenido de carbono está abajo del 0.8% de carbono y los aceros hipereutectoides son los que sobrepasan este valor, hasta el 2% de carbono.

Las propiedades de los aceros de bajo carbono comerciales dependen básicamente del contenido de carbono y microestructura. Los rangos de composiciones químicas para estos tipos de aceros han sido establecidos en conjunto con la Sociedad de Ingenieros Automotrices (SAE) y el Instituto Americano del Hierro y Acero (AISI).

Los aceros de bajo carbono están clasificados en cuatro diferentes grupos, de acuerdo con el sistema de designación AISI:

- Series 1000, las cuales son aceros de bajo carbono conteniendo un máximo de 1.00 % de manganeso;
- Series 1100, son aceros al carbono resultados;
- Series 1200, son resultados y refosforizados;
- Serie 1500, las cuales son de alto manganeso (arriba de 1.65) y son no resultados.¹

Composición química del acero 1006 de acuerdo al SAE (Tabla 2-01)².

Normas aplicables al acero 1006: UNS No. G10060; ASTM A109/A109M, A510, A519, A545, A549, A575, A576, QQ-S-698, SAE J403, J412, DIN 1623.¹

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

2.2 APLICACIONES DE LOS ACEROS 1006AK

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Estos aceros han tenido un singular suceso en aplicaciones de troquelado profundo. Su uso extensivo ha sido debido a dos factores principales: primero, cuando son correctamente procesados no presentan punto de cedencia y son comercialmente muy aceptables, segundo soportan esfuerzos severos en operaciones de formado, conseguido a una estructura de grano elongada tipo pancake. La producción comercial de estos materiales ha alcanzado un estado considerable de competencia técnica pero aún con eso todavía existe

controversia sobre los factores principales en el mejoramiento de troquelabilidad.

Algunas de las aplicaciones típicas abarcan desde el sector automotriz, línea blanca y metal mecánica. Dentro de este grupo tenemos al grupo de fabricantes dedicados a la manufactura de bisagras, cerraduras, chapas, etc. productos donde es muy importante la troquelabilidad del material y que sean de tolerancias cerradas dimensionalmente.

2.3 PROPIEDADES

Los principales factores que afectan las propiedades de los aceros de bajo contenido de carbono son el contenido de carbono y la microestructura. Otros elementos que también afectan son el manganeso, silicio, fósforo y azufre; y en menores cantidades otros elementos que también pueden estar presentes. Las propiedades mecánicas estimadas del acero de bajo carbono para cintas de acero están sobre la base de la norma ASTM A109 de acuerdo al grado de temple requerido, tabla 2-02.³

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 3

FUNDAMENTOS DEL TRABAJO EN FRÍO

3.1 TRABAJO PLÁSTICO DEL ACERO

El trabajo plástico del acero es la deformación permanente acompañada por la aplicación de fuerzas mecánicas a la superficie del metal. El objetivo principal es producir una forma o tamaño específica aunque en algunos casos pueden ser mejoradas las propiedades físicas del metal (tratamientos termomecánicos).

El estudio de la deformación plástica se ha realizado de dos maneras. ®

La primera, llamada microscopía, es lo concerniente con una explicación física de plasticidad. Sus consideraciones son por ejemplo la relación del comportamiento plástico de la estructura cristalina y las fuerzas interatómicas, factores que son importantes en el diseño de materiales con mejores propiedades plásticas. El otro es llamado macroscópica, y es lo concerniente más con una explicación fenomenológica de plasticidad. Aquí se considera la relación existente de plasticidad a los esfuerzos aplicados, factores que son importantes en el diseño de procesos de formado de metales, y en el diseño de estructuras y máquinas.

El estudio de la deformación plástica dentro de este punto de vista puede ser convincente si es subdividido dentro de dos áreas llamadas trabajo en frío y trabajo en caliente. En el trabajo en caliente, las fuerzas requeridas para deformar el metal son sensibles a los rangos de aplicación de cargas y a las variaciones de temperatura, pero las propiedades mecánicas del metal después de la deformación están esencialmente sin cambio. En el trabajo en frío, las fuerzas son insensibles a los rangos de aplicación de cargas y sin variación de temperaturas, pero las propiedades mecánicas del metal se incrementan permanentemente.⁴

3.1.1 NATURALEZA MICROSCÓPICA

Los metales generalmente consisten de regiones llamadas cristales o granos donde los átomos están acomodados en patrones geométricos regulares, limitados por la transición de regiones irregulares llamados límites de grano.

El diámetro promedio del grano varía enormemente con la mecánica y los tratamientos térmicos pero usualmente se encuentra en un rango de 0.01 μm a 0.001 μm . Los patrones geométricos o vértices del cristal consisten primeramente de grupos repetidos fundamentales llamados unidad de celdas. La unidad de celda de un hierro puro (α) por ejemplo se muestra en la **figura 1**, el cual es llamado cúbico de cuerpo centrado.⁵

La deformación del metal ocurre por varios procesos, incluyendo la rotación de granos, sin embargo se tienen deslizamientos de planos adyacentes de los átomos dentro de los cristales. Los deslizamientos se llevan a cabo en planos cristalográficos, usualmente de mayor empaquetamiento atómico y más densos, y solamente en direcciones cristalográficas únicas. Un plano y una dirección de desplazamiento de más densidad de empaquetamiento para la fase

cúbica de cuerpo de centrado se muestran en la **figura 3-01**, tal plano y dirección constituyen un sistema de deslizamiento. Cada cristal en particular tiene una característica única del sistema de deslizamiento.

Una fuerza aplicada a la superficie del cristal es transmitida por las reacciones interatómicas a través de un plano en particular, se puede resolver dentro de un componente normal al plano y un componente tangente al plano. El componente tangencial se puede dividir ampliamente dentro de componentes correspondientes a las definitivas direcciones cristalográficas en el plano, de esta manera un componente de fuerza puede ser asociada con un sistema de deslizamiento particular.⁵

3.1.2 LEY DEL ESFUERZO CRÍTICO DE CORTE

Muchos experimentos han mostrado que un deslizamiento de un sistema en particular ocurrirá si la fuerza excede del valor crítico en una unidad de área del plano de deslizamiento. Esto se conoce como ley del esfuerzo crítico de corte. El valor crítico o esfuerzo de cedencia es esencialmente independiente de la fuerza normal del plano de deslizamiento, pero depende de un particular sistema de deslizamiento cuando el sistema de fuerzas es aplicado a la superficie del metal policristalino, el primer deslizamiento ocurrirá en el cristal y en ese sistema es donde el esfuerzo de corte se alcanza primeramente y tiene deformaciones plásticas complejas, sin embargo se tienen deslizamientos en varios sistemas dentro de muchos cristales.

Un esfuerzo inicial predice la magnitud del esfuerzo de cedencia en un metal de un cristal perfecto, usando las leyes que describen las fuerzas interatómicas, muestran ese deslizamiento simultaneo de una capa entera de átomos que podría ocurrir cuando el esfuerzo de corte en el plano fuera de 10^7

lb/plg².⁵ Los experimentos muestran, sin embargo, que el esfuerzo de cedencia fue inferior de magnitud. Esta aparente discrepancia fue resuelta cuando los cristales del metal contienen muchas imperfecciones en la estructura, llamadas dislocaciones, las cuales permiten deslizamientos consecutivos de una línea de átomos en un tiempo de tal manera que el esfuerzo de corte se reduce enormemente. **La figura 3-02** muestra una simple línea de dislocación, BC, en otra parte perfecta del cúbico simple. En un metal cristalino típico pueden estar de 10^7 a 10^9 líneas de dislocaciones⁵, estas líneas de dislocaciones atraviesan una pulgada cuadrada del área por todas partes del cristal. Una de las características de estas dislocaciones es que se crean fuerzas internas entre los átomos, eso es semejante al esfuerzo interno que aparece en un cuerpo elástico perfecto por fabricación de un corte, tal como ABC en la **figura 3-02**, desplazando la porción superior un átomo de distancia, b, y después se consolidan en el corte.⁵

El esfuerzo teórico para mover una dislocación, al otro extremo, es muy pequeño, es mucho más menor que el esfuerzo de cedencia de un metal cristalino. Esto es explicado por la existencia de otras imperfecciones en el cristal, como por ejemplo: vacancias, átomos intersticiales y sustitucionales, límites de grano, u otras dislocaciones, las cuales causan esfuerzos internos adicionales oponiéndose al movimiento de cualquier dislocación. Esto se esquematiza como se muestra en la **figura 3-03**.

De la deformación plástica procede el esfuerzo de cedencia y se forman nuevas imperfecciones y eliminan viejas imperfecciones. En bajas temperaturas se sobrepasa la creación de más imperfecciones, alcanzando el esfuerzo requerido para causar una mayor deformación. (**Figura 3-04**). Este fenómeno es conocido como endurecimiento por deformación y es típico del trabajo en frío. En altas temperaturas la energía térmica ayuda al movimiento de dislocaciones y tiende a reducir el grado de imperfecciones del estado de

recocido, este fenómeno es conocido como recuperación y es típico del trabajo en caliente. Así, estos factores opuestos están presentes en el trabajo en caliente y frío, unos tienden hacia mayores imperfecciones debido a la deformación y otros hacia la tendencia de menor imperfección debido a la recuperación. En altos grados de deformación, el recocido es insuficiente para vencer el endurecimiento por deformación y el sobre efecto es uno de los altos grados de imperfección. En baja temperatura, sin embargo, la recuperación puede completamente cancelar el endurecimiento por deformación, y dar una constante esencial del flujo del esfuerzo. Donde el flujo del esfuerzo en temperaturas bajas (laminado en frío) es bastante intenso para determinar la deformación, el flujo del esfuerzo en altas temperaturas (trabajo en caliente) es muy dependiente de este mismo factor. Así, aunque se requiere un alto esfuerzo para el rolado en caliente de una barra de acero, un esfuerzo mucho menor se requiere para causar fatiga en temperaturas de rolado en caliente.⁵

3.1.3 NATURALEZA MACROSCÓPICA

La naturaleza microscópica de plasticidad inicia con ciertas observaciones concernientes con el arreglo de átomos en los vértices del cristal y procede a desarrollar un mejor entendimiento del mecanismo del flujo plástico. Dentro del punto de vista macroscópico, este inicia con observaciones de la deformación plástica de los metales policristalinos durante pruebas mecánicas, como el ensayo de tensión, y procesos que desarrollan un entendimiento del flujo plástico.

Dentro de este punto de vista, el metal se considera de un procesamiento continuo con propiedades de densidad y esfuerzo en todos los puntos de la superficie. Las propiedades detallan las estructuras de los vértices y estas imperfecciones incluyen límites de granos. Así, aunque este punto de

vista se sitúa particularmente donde se involucran situaciones de deformación simultánea de muchos granos, es completamente incapaz de marcarlos con detalles físicos de flujo plástico. La gran ventaja del concepto continuo es la capacidad de cuantificar cantidades físicas, tales como densidad, esfuerzo, etc. y pueden ser tratadas como funciones continuas, y se abre la posibilidad de manejar cuerpos de gran tamaño en bases matemáticas con tales funciones. Dentro del plano microscópico se involucra la teoría de dislocación la cual encuentra la necesidad de adoptar el concepto continuo de dislocación, por ejemplo líneas en porciones regulares del vértice.⁵

3.2 FUNDAMENTOS DEL TRABAJO DEL METAL

Considerando la aplicación de los principios de deformación plástica para el diseño de procesos de trabajo del metal, es necesario definir los factores que pueden limitar tales deformaciones. Estos pueden ser ampliamente clasificados dentro de dos tipos: inestabilidad, la cual es la creación de tipos indeseables de deformación debido a pequeñas, pero usualmente inevitables irregularidades en el metal o en la aplicación de carga; y, fractura, la cual es la creación de nuevas superficies como agujeros, grietas, o separaciones actuales dentro de dos o más partes.

La inestabilidad puede ser dividida en dos tipos generales; estos están asociados con los esfuerzos compresivos y son llamados pandeamiento, y las que están asociados con los esfuerzos tensiles y son llamados acuellamiento. Los dos tipos se pueden ilustrar por consideración a un proceso de estampado tal como se muestra en la **figura 3-05**, si la pestaña es demasiado delgada o insuficiente, el esfuerzo compresivo circunferencial puede causar acuellamiento o arrugamiento. Si las paredes del estampado son demasiado delgadas, el esfuerzo tensil en la dirección axial puede causar un local adelgazamiento o

acuellamiento. La inestabilidad es un problema muy complejo y no es completamente comprendido. Con esto se puede decir que los factores que tienden a extender la deformación plástica reducen la posibilidad de inestabilidad. Esto puede estar en las propiedades del material como el endurecimiento por trabajo, o pueden ser por el factor de diseño y métodos de carga de aplicación.

La fractura puede ser considerada como la formación de agujeros y grietas debido a los esfuerzos tensiles los cuales vencen las fuerzas interatómicas. Así que el esfuerzo tensil es muy grande en las discontinuidades internas, y la resistencia interatómica sea más débil en el mismo lugar, agujeros y grietas generalmente inician en el grano o frontera de grano. Las observaciones Macroscópicas muestran que tanto la iniciación de agujeros y el crecimiento de grietas son ayudados por el esfuerzo tensil. Esto lleva a un importante principio del trabajo del metal; La deformación puede ser llevada sin daño interno con el incremento por fuerzas de compresión.⁶

3.3 MÉTODOS PARA LA REALIZACIÓN DEL TRABAJO EN FRÍO

Este proceso generalmente se aplica a barras, alambres, tubos, lamina y rollo, es un proceso de reducción de la sección transversal del área por laminado, formado, extrusión y trabajo en frío y es empleado para obtener los siguientes efectos: mejorar propiedades mecánicas, maquinabilidad, exactitud del espesor o diámetro, superficie brillante, y la producción de calibres más delgados que en el trabajo en caliente no se pueden lograr.

Principales métodos de trabajo en frío:

Rolado en Frío: El rolado en frío consiste de pases sin calentamiento, previamente de barras, laminas y rollos en caliente (previamente limpios sin cáscara de óxido), a través de una estación de rodillos, frecuentemente un número de pases determinado, hasta alcanzar el tamaño final deseado.

Formado en Frío: En este proceso una barra, vara, alambre o tubo (previamente limpio de cáscara de óxido), es empujado a través de un dado teniendo una entrada menor que la pieza entera para reducir al último tamaño requerido.

Extrusión en Frío: La extrusión en frío del acero es llevada de una manera similar al proceso de extrusión en caliente, con dos excepciones: (1) el acero esta en un cuarto a temperatura ambiente, y (2) la superficie de la pieza es tratada por algún proceso químico tal como el bonderizado para ayudar a la reducción de fricción entre el acero y el contenedor de la pared y el dado. En conjunto con lubricantes especiales.

Forjado en Frío: Para obtener propiedades mecánicas superiores y firmes tolerancias dimensionales con mínimo maquinado y consumo de energía, el proceso de forjado en frío esta siendo ahora usado para el formado de pequeñas piezas de acero. Con la extrusión, el forjado en frío es similar al forjado en caliente pero requiere del uso especial técnicas de lubricación y diseño de herramientas.⁷

3.4 ESTRUCTURAS RESULTANTES DEL TRABAJO EN FRÍO

La deformación plástica de los metales esta comúnmente clasificada como un trabajo en frío (la cual no esta acompañada de la recristalización) o como un trabajo en caliente (donde la recristalización ocurre espontáneamente y simultáneamente a una deformación).

La deformación plástica es el resultado del movimiento de defectos cristalinos individuales llamados dislocaciones. Un número alto de dislocaciones (cerca de 10^9 a 10^{11} por cm^2) se presenta en el metal deformado. La densidad de dislocaciones puede ser muy uniforme o altamente variable de punto a punto. El movimiento de dislocaciones puede ser caótico o bien organizado. Esta variabilidad da una alta variedad de modos de deformación, incluyendo deslizamientos, torcimientos y así como la formación de bandas de deformación, y líneas de Luder.⁸

3.5 MODOS DE DEFORMACIÓN

La identificación metalográfica de los modos de deformación se realiza frecuentemente sobre la base de los patrones observados del flujo del metal. El estiramiento uniforme plástico homogéneo del metal es ideal ya que en la practica puede ser solamente aproximado. Muchas características importantes son expuestas por estructuras de formado y son el resultado de la distribución no uniforme de la deformación plástica. La deformación no uniforme tanto en macro o micro escala es debido a:

- (a) gradientes de esfuerzos, que son producidos por factores que son inherentes en el método de aplicación de carga (ejemplo la fricción existente entre la herramienta y la pieza) o en la

forma del espécimen (como una concentración de esfuerzo en hendiduras o grietas);

- (b) al mecanismo de cedencia plástica el cual es dinámicamente inestable (así es el mecanismo que causa el punto de cedencia en el acero);
- (c) A la inicial estructura no homogénea pero es policristalino de una sola fase o multifase.
- (d) El proceso fundamental de deformación – movimiento de una dislocación individual es, por esta naturaleza, un evento localizado.

Los rasgos metalográficos de estructuras de deformación son grandes en comparación con los granos del material (rasgos macroscópicos) entre los cuales están, fibro mecánico, líneas de flujo, marcas de deformación, marcas de corte, líneas de Luder. Las características se presentan en un tamaño comparable al de los granos del material (rasgos microscópicos) incluyendo la estructura de grano, achinado o arrugado, piel de naranja, líneas de deslizamiento, bandas de deformación, deformación doble y bandas de enroscadura (figuras 3-06, 3-07, 3-08, 3-09, 3-10 y 3-11)⁸

3.6 MANUFACTURA DE PRODUCTOS ROLADOS EN FRÍO

Los principales productos finales del rolado en frío es por ejemplo barras, lamina rodada en frío, rollos laminados en frío, placa, etc. Con excepción de la placa (un producto hecho de acero de bajo carbono), este producto puede partir de aceros al carbono, aleados, o inoxidable requeridos para un uso intencional. Los productos laminados en frío difieren de otros principalmente en dimensiones. En cierto tamaño y rango del espesor, el acabado de la superficie y orilla puede determinar su clasificación como se muestra en la **tabla 3-01**.⁹

La lámina de acero laminada en frío es manufacturada en una variedad de acabados, temple, orillas, todo depende del uso final. Por costumbre, la lámina rolada en frío se fabrica en anchos desde 6.35mm hasta 735.01mm (de 1/4" a 28 15/16") y en espesores menores de 6.34 mm (0.2499 plg.) de espesor. El contenido de carbono es por lo general menor de 0.25 %; los materiales que contengan más de esta cantidad de carbón son considerados aceros de medio carbono y son para manufactura de piezas con cierto resorteo o muelleo.

La lámina rolada en frío es producida en rollos en cualquier molino reversible convencional, molino tandem, o por un simple molino estacionario, aunque se surte en rollos, se puede dar en hojas por el proceso de nivelación y corte. Antes del laminado en frío, se parte de rollos laminados en caliente que son previamente decapados. En este punto, la lámina es reducida en frío al espesor final o a calibres intermedios para después ser recocido y más adelante obtener mediante un proceso de laminado en frío ligero el temple y calibre requerido.³

3.6.1 GRADO DE TEMPLE

En la selección y compra del material rolado en frío, se especifica sus propiedades mecánicas y dureza superficial. Esta condición es llamada temple del material y especifica el "grado de dureza". Para cada condición de temple, se contemplan rangos de propiedades del material, dureza, todo dentro de la especificación. Como por ejemplo la especificación ASTM A109, es una especificación para cintas de acero de bajo carbono laminadas en frío.

Muchos grados de temple son posibles en la manufactura de la lámina rolada en frío por control de combinaciones de porcentajes de

reducciones y recocido. Sin embargo, muchos años de fabricación se ha llegado a homologar y catalogar solo ciertos grados de temple, y estos se han organizado como se muestra en la **tabla 2-02**. A continuación se definen los grados de temple.

- **Temple No. 1 Duro.** El material solamente se reduce en frío sin recocido y se aplica en productos donde no se requiere dobleces.
 - **Temple No. 2 Medio.** Es menos duro que el número 1, pero está limitado en el formado en frío y solamente se aplica para dobleces a 90° en la dirección del rolado y con un radio igual al espesor.
 - **Temple No. 3 Un cuarto duro.** Se aplica para ciertos dobleces y formados en frío y se puede doblar a 90° en la dirección del rolado y con un radio igual al espesor y 180° en la dirección del rolado sobre su propio espesor.
-
- **Temple No. 4 templado.** Está destinado para el formado en frío tal como doblado en cualquier dirección y para el troquelado profundo. El propósito del templado es prevenir la formación de deformaciones por estiramiento.
 - **Temple No. 5 temple suave o recocido** es destinado para el formado en frío severo y troquelado profundo donde la formación de deformaciones por estiramiento no es objetable.³

3.6.2 ACABADO

El acabado se refiere a la rugosidad presente en el material después de un proceso subsecuente de temple con rodillos matizados o sin matizar. Existen tres acabados aceptados como estándares dentro de la industria y de uso común, los cuales son:

- **No.1 Acabado Mate.** No tiene brillo, y es hecho intencionalmente rugoso por rodillos matizados en el temple mecánico o químico. Este acabado se aplica sobre productos donde la adherencia de la pintura es importante, en troquelados profundos donde el lubricante se aplicará ligeramente que permita su fácil limpieza.
- **No. 2 Acabado brillante regular** se realiza en el laminado en frío, utilizando rodillos con un acabado moderado brillante (pulido), este acabado es utilizado para muchos requerimientos, aunque esto generalmente no se realiza en el planchado o templado.
- **No. 3 Acabado brillante especial.** Es con un mayor brillo producido por el laminado en frío y esta particularmente ligado a los materiales con electro recubrimiento (como Electrozincado, tropicalizado, etc.).⁵

3.6.3 ORILLA

El último paso del proceso de manufactura de la cinta de acero laminada en frío es el corte donde al efectuar dicha operación se da un acabado de orilla de acuerdo al tipo de cuchilla a utilizar. Existen 6 tipos de Orilla que se reconocen como estándares (ver **figura 3-12**), las cuales son:

- **Orilla No. 1** esta orilla es preparada de un contorno específico (redondo, cuadrado o biselada) la cual es producida cuando se requiere un ancho muy exacto o cuando se requiera un acabado en la orilla.
- **Orilla No. 2** es la orilla natural del molino llevada a través del rolado en frío del molino en caliente sin un proceso adicional.
- **Orilla No. 3** es aproximadamente cuadrada producida por corte.
- **Orilla No. 4** es redonda producida por el rolado de orilla obtenida tanto de la orilla natural del material rolado en caliente así como del rolado en frío producido en corte. Esta se produce cuando se desea canto redondo para uso específico en productos especiales como sillas de ruedas, etc.
- **Orilla No. 5** Aproximadamente cuadrada producida por el rolado o fileteado (matar filos) de una orilla producida como por ejemplo la No. 3 donde se utiliza para remover la rebaba.
- **Orilla No. 6** es orilla cuadrada producida por el rolado en frío de la orilla natural de la lamina rolada en caliente o lamina cortada cuando la tolerancia en el ancho y el acabado requerido no son tan exactas como el la orilla No. 1.⁵

3.7 REDUCCIÓN EN FRÍO PARA LA FABRICACIÓN DE LÁMINA

Es un proceso en el cual el espesor del material puede ser laminado a un espesor mínimo con tolerancia estricta, el cual pasa a través de un molino

estacionario reversible o en una serie de pases a través de un molino continuo en frío. Así para la fabricación de láminas o rollos laminados en frío y placa negra, el proceso de reducción en frío se emplea para reducir el espesor inicial del material (rollos laminados en caliente) entre el 25 y 90%. Después de recocer, la mayor parte de la producción de estos productos esta sujeta a una operación de laminado en frío conocida como “templado” en el cual se reduce ligeramente el espesor del material impartiendo así las propiedades mecánicas y acabados de superficie deseado.

El propósito original de la laminación en frío fue conseguir la superficie y propiedades mecánicas deseadas y la reducción del espesor era secundarias. El actual propósito de la laminación en frío de rollos laminados en caliente tiene como objetivo reducir el espesor del material, donde los molinos laminadores en caliente no pueden reducir el acero a calibres más delgados de 1.24 mm (0.049 plg o calibre 18).¹⁰

3.7.1 SECUENCIA DE LA OPERACIÓN

Después del laminado en caliente, los rollos son desenrollados, y pasan a través de un sujetador continuo, un secado, aceitado y reembobinado. El aceitado sirve como una protección en contra de la corrosión y como un lubricante durante la laminación en frío. Existen varios tipos de molinos de laminación en frío los cuales varían en diseño, desde un molino reversible de 2 rodillos, 4 rodillos o unidades múltiples para unidades de 4 rodillos a 6 unidades continuas. En el molino de laminado continuo el producto se da en un pase a través de 4, 5 o 6 estaciones (**figura 3-13**), cada estación contribuye a la reducción del espesor.

Para cualquier pase en el proceso de laminado en frío, las fuerzas resultantes tanto de compresión y tensión a lo largo de la longitud del rollo entre el enrollador y los rodillos deben exceder el límite elástico del acero para producir una deformación permanente.

La apropiada reducción del espesor, la cual se realiza en cada pase de un molino reversible o en el laminado de cada estación del molino continuo solamente se puede expresar en términos generales. De carga de trabajo y deberá de ser distribuida uniformemente como sea posible en las etapas del proceso sin decaer abajo de la capacidad de cada etapa. La máxima carga se determina por varios factores, de los cuales los más importantes son el diseño del molino, potencia disponible, ancho del acero y la reducción total requerida, lubricación del acero, contorno de la sección transversal del acero, dureza, tensión, superficie, diámetro y superficie del rodillo. Generalmente, los más bajos porcentajes de reducción se dan en el último pase para permitir un mejor control de la planicidad, calibre, y acabado del producto.¹⁰

3.7.2 CÁLCULO DEL PORCENTAJE DE REDUCCIÓN

En operaciones de formado o laminación, el grado de trabajo en frío esta especificado como el porcentaje de reducción de área. Así que,

$$\%TF = \%RA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad (1)$$

Donde TF es el trabajo en frío, RA es la reducción de área, y los prefijos "o" y "f" se refiere al área inicial y final. Para láminas, cintas y placas. La ecuación anterior es una reducción en espesor debido a que la deformación plástica y el ancho no cambia, la formula se reduce:

$$\%TF = \%RA = \frac{(wt_0 - wt_f)}{wt_0} = \frac{t_0 - t_f}{t_0} \quad (2)$$

" t_0 " es el espesor inicial de lamina y " t_f " es el espesor final al cual se reduce el material.¹¹

3.8 LAMINADO EN FRÍO POR TREN DE REDUCCIÓN DE 4 RODILLOS

La laminación en frío se efectúa en varios tipos de molinos, pero el material en el cual se realizó la investigación se realizó en un molino reversible de 4 rodillos y consiste en pasar de un extremo a otro un número de veces determinado hasta alcanzar el espesor requerido, de este proceso se distinguen tres etapas principales:

Etapas:

- **Primera reducción:** Consiste en reducir el espesor teniendo un mínimo de 50% de reducción, destruyendo la estructura interna del acero en forma equiaxial a fibra longitudinal al sentido de la laminación.
- **Segunda reducción:** Si en la primera etapa el material no puede laminarse hasta el espesor requerido es necesario efectuar un recocido y después una segunda reducción la cual consiste en reducir en el mismo equipo productos que por su alto porcentaje de reducción y propiedades mecánicas del acero (Grado de Acero) no es posible llevar en la primera reducción.
- **Doble Reducción:** Consiste en proporcionar una reducción ligera aproximadamente del 4 al 15%.¹²

CAPÍTULO 4

RECOCIDO

4.1 INTRODUCCIÓN

El término recocido se utiliza para describir varios tipos de tratamientos térmicos los cuales difieren en procedimientos y están acompañados de uno o más de los siguientes efectos:

- Eliminar esfuerzos residuales
- Suavizar por alteración de las propiedades mecánicas
- Refinar la estructura del grano
- Producir una estructura definitiva

En muchas operaciones comerciales, muchos de estos efectos se obtienen en forma simultánea, aunque solamente se desee uno de estos. Aunque, la selección de un proceso de recocido específico depende de un particular o predominante efecto deseado y del grado de acero.¹³

4.2 TIPOS DE RECOCIDOS

El principal propósito del recocido es relevar los esfuerzos inducidos por el trabajo en frío y caliente, suavizar el acero para mejorar la maquinabilidad o formabilidad, esto involucra solamente un calentamiento subcrítico o relevado de esfuerzos, para recrystalizar el material trabajado en frío, o para esferoidizar los carburos, puede involucrar el calentamiento arriba de la temperatura crítica con una transformación subsecuente a perlita o directamente a una estructura esferoidizada en el enfriamiento.

Tipos de Recocidos:

1. Completo
2. Subcrítico
3. Esferoidizado
4. Isotérmico

(La **Figura 4-01** muestra los ciclos térmicos y microestructuras resultantes de los cuatro diferentes tipos de recocido)¹³

4.2.1 RECOCIDO COMPLETO

Si se desea refinar la estructura del grano y producir una perlita laminar, se utiliza el ciclo completo de recocido, el cual consiste en calentar el acero a una temperatura arriba del rango de transformación, dejándolo un tiempo de permanencia mínimo de una o más horas, seguido de un enfriamiento en un rango de temperatura predeterminado donde se obtenga la microestructura deseada (ver **Figura 4-01**). El refinamiento del grano esta acompañado por la recrystalización del acero al pasar del rango crítico tanto en calentamiento como en enfriamiento. La microestructura que se obtiene en el enfriamiento en la temperatura crítica depende del rango establecido de temperatura donde ocurre la transformación y del tiempo requerido para

alcanzar la completa transformación. Resulta obvio que el rango de temperatura donde se enfría el acero determina la microestructura final, así el grado de transformación dependerá del tiempo permitido para que ocurra la transformación. Así, un rango menor de enfriamiento y una mayor temperatura en la cual la completa transformación ocurre durante el recocido completo, la perlita gruesa estará con baja dureza. Este tratamiento se desarrolla en aceros de 0.30 a 0.60 de porcentaje de carbono los cuales tienen que ser maquinados.

La microestructura más favorable para la maquinabilidad en los aceros de bajo y medio carbono es la perlita gruesa. Este tratamiento térmico es para desarrollar esta microestructura, la cual se ilustra en el **Figura 4-01**.

Es un tratamiento térmico simple y es más utilizado en otros aceros. Así que el enfriamiento lento involucra mucho consumo de tiempo sobre el rango de temperatura de la austenización a una temperatura en la cual la transformación es completa.¹³

4.2.2 RECOCIDO ISOTÉRMICO

Es un tipo de recocido completo donde el acero es primeramente enfriado a la temperatura a la cual se desea que la transformación ocurra, en un rango de temperatura lo suficientemente rápido para prevenir cualquier cambio estructural arriba de esta temperatura. El acero se mantiene en la temperatura seleccionada por el tiempo necesario para completar tal transformación (ver **Figura 4-01**). Así con este proceso es posible obtener una microestructura más uniforme que podría ser esperada con un enfriamiento continuo. Sin embargo es necesario que la temperatura decaiga rápidamente para prevenir cualquier transformación arriba de la temperatura deseada pero esto está limitado a la masa que va a ser procesada. Esto es solamente aplicable en secciones

pequeñas y no puede ser aplicable a barras grandes o cargas de proceso grandes en hornos de tipo campana, así que sería imposible enfriarlos en un rango suficientemente rápido para prevenir cualquier transformación.

Es posible tener una aplicación modificada del recocido isotérmico, como por ejemplo, cuando la carga es calentada en un horno y después es transferida a otro, esto hace que el rango de temperatura baje un poco de la temperatura deseada de transformación, seguido de un rápido descenso de la temperatura requerida para la carga. La selección de la temperatura del segundo horno estará gobernada por la temperatura inicial del primer horno, así como de la masa de la carga y la temperatura de transformación deseada. Se debe de contar con un equipo de manejo apropiado para poder transferir la carga de un lugar a otro sin que descienda demasiado la temperatura. Una aplicación de esta variante en el proceso son por ejemplo los hornos continuos de recocido.¹³

4.2.3 RECOCIDO SUBCRÍTICO

Otro tipo de recocido llamado subcrítico consiste en calentar el acero debajo de la temperatura crítica del acero (A_{c1}), y permanecer en este rango por un tiempo apropiado (de 2 horas en adelante) seguido por un enfriamiento al aire (ver **Figura 4-01**).

El resultado de este recocido es suavizar el acero debido a una parcial coagulación del carburo a la forma de esferoidal o glóbulo pequeño de carburos haciéndose más notorio en los aceros de medio carbono y alto carbono. Esto no es apropiado cuando se desea un control cerrado de la dureza o estructura, debido a que la estructura del acero determina un alto grado de esferoidización que ocurrirá. Por ejemplo, una perlita laminar gruesa puede

mostrar poca evidencia de esferoidización después del tratamiento mientras una estructura martensítica o laminar mostrará un marcado grado de esferoidización.¹³

4.2.4 ESFEROIDIZACIÓN

Es un tipo de recocido el cual causará prácticamente carburos en el acero para aglomerarse en la forma de pequeños glóbulos o esferoides. Puede haber una amplia variedad de durezas con un tipo de estructura para cualquier grado de acero así que el tamaño de los glóbulos está directamente relacionado a la dureza del material, por ejemplo, a mayor tamaño de los glóbulos menor dureza. La esferoidización puede estar acompañada por un calentamiento a una temperatura debajo de la zona crítica y permaneciendo ahí por un período de tiempo suficiente. De aquí se puede decir que la estructura final del acero afecta el resultado en un alto grado al tratamiento térmico aplicado. Así cuando se desea una estructura esferoidizada uniforme este tratamiento no es recomendable debido a que existen muchas variables a controlar. Un método más utilizado es el de calentar el acero a una temperatura arriba de la temperatura crítica y enfriar muy despacio (alrededor de 5.6°C o 10 °F por hora) a través del rango crítico (ver **Figura 4-01**) o calentar a una temperatura dentro del rango crítico pero no arriba de la zona crítica superior y enfriamiento lento.

Este tratamiento es utilizado para casi todos los aceros con contenido de carbono superior al 0.6% que son maquinados, o formados en frío que requieran posteriormente propiedades de embutibilidad y formabilidad.

El tamaño y la distribución de los carburos esferoidales son de gran importancia ya que esto hace que no se disuelvan en subsecuentes

calentamientos para endurecimiento permaneciendo en la forma que se obtuvieron en el proceso de recocido. Pequeñas esferas bien definidas son las más deseables y los carburos elongados gruesos son los que deben de evitarse.¹³

4.3 RECOCIDO EN HORNOS CONTINUOS

El recocido continuo de los calibres delgados de acero laminados en frío en atmósferas de reducción es ampliamente utilizados para productos estañados y laminas galvanizadas por inmersión. Como complemento, el recocido continuo ha incrementado su uso para la producción de lamina laminada en frío la cual puede ser utilizada como tal ó recubierta por medio electrolítico. La naturaleza del recocido continuo difiere ligeramente de un producto a otro, debido a esto se tiene consecuencias en el equipo y metalúrgicas.

El recorrido a alta velocidad a través de la zona de calentamiento la cual tiene una atmósfera controlada, donde la lámina es llevada a una temperatura arriba de la línea Ac_1 en un tiempo corto, recristalizando casi instantáneamente, pasa a través de la zona de enfriamiento y emerge del aire frío para evitar la oxidación. Tal operación provee al acero una completa recristalización. El tiempo de recristalización corto es efectivo debido a que la recristalización ha sido suprimida por la rápida temperatura alcanzada, resultando en incremento del nivel de energía en todo el centro de nucleación potencial, causando a la microestructura una rápida recristalización una vez que inicie el proceso.

El producto resultante es más duro que el material recocido en hornos de tipo campana debido al tamaño de grano más fino y a una cantidad

mayor de carbono y nitrógeno retenido en la ferrita en solución sólida ocasionado por el rápido enfriamiento. Sin embargo si el enfriamiento no es lo suficientemente lento para permitir la completa precipitación de carbono desde la solución sólida y da como resultado productos recocidos susceptibles a la deformación del carbono envejecido así como a la deformación por nitrógeno envejecido en los aceros no calmados al aluminio. Los productos estañados en línea y la lamina galvanizada por inmersión en proceso continuo son mas duros que el recocido en horno de campana. Pero todavía es más difícil para el formado de piezas (para lo cual un pre-recocido en campana puede ser utilizado) y así sean las propiedades enteramente satisfactorias. Para la lamina laminada en frío las aplicaciones han requerido históricamente mayor formabilidad que para la lámina galvanizada por inmersión. Por esta razón el proceso de recocido continuo ha sido modificado para proveer una zona de sobre envejecimiento después de la sección de recristalización. Sobre envejecido en temperaturas de alrededor 288°C a 425°C (550° a 800°F) permite una completa precipitación de carbono en la solución sólida de ferrita y por ende se incrementa la ductilidad (un factor importante para un buen formado) y reduce la tendencia para el envejecimiento por deformación.

El tiempo requerido para la precipitación de carbono durante el sobre envejecimiento depende del rango de enfriamiento de la temperatura del recocido primario (usualmente de 730°C a 830°C). Rangos de enfriamiento rápidos (tal como el obtenido por enfriamiento en agua) requieren de tiempos mas cortos de sobre envejecimiento (de 1 a 1 ¼ de minutos) comparado con bajos rangos de enfriamiento (gas enfriante) el cual requerirá de 3 a 5 minutos. La magnitud de la precipitación de carbono durante su sobre envejecimiento también dependerá de la composición del acero especialmente del contenido de carbono; para aceros de alto carbono, la precipitación de carbono es usualmente mas completa que para los aceros de bajo carbono debido a la

presencia de carburos en estos aceros visto como una precipitación de carbono.¹³

En los aceros calmados en aluminio, se obtiene una excelente formabilidad y troquelabilidad debido a la formación de una textura cristalográfica preferencial y a la precipitación de nitruros de aluminio que coincide con la recristalización del grano. Sin embargo, en el recocido continuo, el tiempo es insuficiente para que la precipitación coincida con la recristalización instantánea. Así que, para la lámina laminada en frío del recocido continuo, los aceros son enrollados en caliente durante la operación del laminado en caliente (en contraste con las bajas temperaturas de enrollamiento utilizadas para el recocido en campana) para precipitar nitruros de aluminio y así crezcan los carburos. Tales prácticas, en combinación con la composición química controlada del acero y el ciclo de recocido, permite buena formabilidad (ductilidad y textura cristalográfica) desarrollada en el recocido continuo de lamina rodada en frío. Sin embargo las propiedades no son muy buenas como el recocido en campana de troquelado profundo (DDQ), o también de los aceros de calidad troquelable especial (DQSK), a menos que se utilice un acero con titanio o niobio, o aceros libres de elementos intersticiales (aceros IF). Así que la mayor parte de la lamina laminada en frío tratada por recocido continuo es utilizada como calidad comercial (CQ) y calidad troquelable (DQ).¹⁴

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

4.4 RECOCIDO EN HORNOS DE CAMPANA

El equipo consiste de bases de horno donde se coloca la carga de acero, y el horno aplica el calor, generalmente es cubierto por la campana del horno conteniendo una atmósfera inerte para prevenir la oxidación del acero (ver **Figura 4-02**). Cada tipo de unidad puede variar considerablemente en diseño, con pequeño o mucho equipo auxiliar; en cualquier planta de acero pueden ser agrupadas varios equipos de hornos de recocido.

En los hornos de caja (de 2 a 8 bases para recocido) las bases son estacionarias y el horno es portátil el cual es manejado por medio de grúas viajeras. Para lograr la máxima utilización del horno, dos, tres, o hasta ocho bases y un número equivalente de cubiertas se tienen para cada horno.

Una forma alternativa de los hornos de campana es utilizar hornos estacionarios a través de los cuales los rollos son movidos progresivamente tal que el ciclo de recocido sea controlado internamente y el uso de energía sea optimizado.

Bases: Las bases de los hornos para recocido son usualmente rectangulares, aunque también se encuentran bases circulares. Una base está constituida por un contenedor poco profundo de fierro vaciado, o más comúnmente de una base de acero refractario. Para el sellado de la entrada se baja hasta el tope de la cubierta inferior. El extremo de la base puede ser cubierto con una capa de sal o esta puede contenerse en un contenedor alrededor de la periferia de la base. Donde se utiliza una atmósfera de protección con amoníaco (para proteger a los aceros de alto carbono contra la descarburización), donde en el lado de la cubierta interna sea llenado con aceite, aleación de bajo punto de fusión, o material aislante para un perfecto sellado.

Para el recocido de rollos, las bases rectangulares tienen de 2 a 8 contenedores de rollos, cada contenedor de rollo contiene un abanico para la circulación de la atmósfera y una mejor transferencia de calor. Como complemento las bases están compuestas con termopares internos y externos de la zona de la atmósfera. Las dimensiones de las bases son por supuesto determinadas por la longitud y ancho del horno.

Cubiertas internas, son por lo general cilíndrico de pared delgada de acero y de un extremo abierto para que sean aquí cargados por el rollo. Estas cubiertas son formadas y soldados por aceros de bajo carbono e inoxidables pueden ser fortalecidos por la flexión y acanalamiento de las paredes y las cubiertas de acero al carbono pueden ser protegidas con óxido de aluminio, silicato de sodio u otro compuesto de protección para reducir su rango de oxidación.

Los hornos de recocido en cajas son estacionarios o portátiles. Los hornos estacionarios son de forma rectangulares, pueden ser construidos solos o en batería de 2 a 4, cada horno consiste de una estructura de acero rectangular cubierto con materiales refractarios.

Los hornos de recocido portátil consisten de una estructura de acero cubierta con una placa de acero y cubierto con material refractario. El horno generalmente rectangular utiliza una amplia variedad en tamaño y carga de recocido, dependiendo de los requerimientos del molino, facilidades de manejo y efectividad del diseño en proveer una atmósfera mas uniforme.

Estos hornos utilizan por lo general gas para la combustión y para el calentamiento del horno se puede utilizar resistencias eléctricas con este mismo fin. En algunos casos se utilizan quemadores con tubos radiantes de acero inoxidable. Por lo general estos tubos son de 75 a 150 mm de diámetro y son tan largos como el horno y la uniformidad de temperatura se requiera, el calentamiento en este caso de la carga ocurre por radiación.

Las prácticas del recocido en hornos de campana portátil, inician con la colocación de los rollos sobre las bases individuales de cada carga, estas cargas suelen estibarse entre 2.4 a 3.7 metros (de 8 a 12 pies) de altura. Las cargas se suelen mover de un lugar a otro por grúas viajeras y son sujetado por

ganchos, magnetos, etc. cada horno y cubierta cuenta con termopares que nos permiten conocer las temperaturas internas del horno y cubierta. Posteriormente inicia el proceso de calentamiento por medio de los quemadores y dentro de la carga se cuenta con abanico que genera una temperatura uniforme.

Como en muchos de los casos es necesario contar con una superficie de los rollos limpia, es necesario generar una atmósfera inerte la cual puede ser por ejemplo una mezcla de hidrogeno y nitrógeno, u otro tipo de atmósfera a base amonio, etc.

4.4.1 ATMÓSFERA INERTE DE NITRÓGENO

Durante el período de calentamiento el consumo de combustible es mantenido en un rango constante hasta que el gas alcance la temperatura deseada. Cada carga es calentada muy despacio pero uniforme a una temperatura específica en la cual el acero tendrá la permanencia necesaria para que complete el ciclo de recristalización.¹³

El sello entre base y campana es importante porque, no deben existir entradas de aire, las cuales provocaran oxidación de una coloración café, morada o azul a temperaturas de 450°C aproximadamente. Colocación adecuada de los separadores, deben ponerse en la inclinación de la aleta en dirección del flujo de nitrógeno para que exista buena homogenización en la temperatura y uniformidad en la estructura del acero.

El ventilador debe girar visto de arriba en dirección de las manecillas del reloj, para que succione el nitrógeno y lo distribuya por las paredes de la campana hacia arriba, regresando por el diámetro interior de los rollos y los

separadores hacia abajo, volviendo a tomar el abanico el nitrógeno repitiéndose el flujo durante todo el proceso.

Tubería de venteo y destilación permite la salida de los aceites quemados y la quema de todo el aceite impregnado en el material, lo cual evita suciedad en la lamina y tonalidad oscura en la superficie. Esta practica es critica durante el calentamiento, ya que durante esta fase del proceso se queman los aceites que trae la lamina del molino laminador. La temperatura a la cual se queman los aceites y destilarlos es de alrededor de 100 a 500°C.¹⁵

4.4.2 ATMÓSFERA INERTE DE HIDRÓGENO

El efecto directo del hidrógeno en el mejoramiento del acabado superficial puede ser debido a lo siguiente: al calentarse la carga los residuos de lubricantes a base agua se queman en temperaturas de 100°C; con un punto de rocío de alrededor 0° y después disminuyéndolo hacia los -60°C hacia el final del ciclo del proceso, en la carga procesada con la atmósfera a partir de hidrógeno, no teniendo aire o humedad de los poros de las bases, aislados de estos factores se consigue el ambiente de trabajo adecuado. Las moléculas diminutas de hidrógeno penetran entre los rollos llevándose muy rápido la hidrogenación del lubricante de hidrocarbano, el cual baja su punto de fusión y esto ayuda a evaporarse. Debido a este hecho se mejora la transferencia de calor de punto a punto, los lados externos de los rollos no son muy calientes (como en el convencional recocado a base de Nitrógeno), hace que los residuos de lubricantes sean menos y tengan menor depósitos de carbono en la superficie de la carga.

En las temperaturas de alrededor 600°C, la alta reducción de hidrógeno puede convertir residuos de óxido (del vaciado, almacenaje y reducción en frío) a vapor de agua eficientemente:



Este vapor de agua reacciona después con una cantidad reducida de carbono en la lámina a formar monóxido de carbono:



Durante su ciclo, el hidrógeno reduce el carbono residual por la formación de metano



Un punto de rocío ultra bajo es esencial, sin embargo, para la reducción de la superficie de la lámina y promover la reacción catalítica para formar metano. La contaminación de carbono se minimiza y una oxidación parcial de los elementos aleantes con afinidad al oxígeno, tal como el manganeso – provee una alta reducción de potencial ¹⁶

Es conveniente mencionar que la el empleo de ventiladores de alta convección junto con el empleo de hidrogeno como atmósfera de proceso lleva a un mejoramiento del calentamiento total de los rollos, y por ende a la homogeneidad de las propiedades mecánicas. Al utilizar gradientes de calentamiento rápido, períodos de permanencia y gradiente de enfriamiento adecuados es posible alcanzar un mejoramiento en las propiedades físicas y químicas del material (ver **Figura 4-03**), para obtener la mejor calidad de superficie, se debe alcanzar un punto de rocío extremadamente bajo. Los objetivos principales del proceso de recocido con atmósfera de hidrógeno a alta convección son los siguientes:

- Microestructura y propiedades mecánicas adecuadas
- Superficie brillante.

Contaminación por carbono: Para minimizar la contaminación por carbono en la superficie de los rollos recocidos, es de suma importancia prestar atención tanto al régimen de laminado en frío, vigilando la perfecta limpieza de los rollos y una tensión de enrollado antes del recocido lo más baja posible.¹⁶

4.5 ETAPAS DEL PROCESO DE RECOCIDO

Mediante el proceso de recocido la estructura distorsionada de la red trabajada en frío retorna a un estado que se encuentre libre de tensiones por medio de la aplicación de calor. El proceso se efectúa totalmente en estado sólido y generalmente le sigue un enfriamiento lento en el horno desde la temperatura deseada. El proceso se divide en tres etapas: recuperación, recristalización y crecimiento de grano.¹⁸

4.5.1 RECUPERACIÓN

Cuando un metal trabajado en frío es calentado hasta el intervalo de temperatura que esta justamente por debajo de la temperatura de recristalización, se eliminan tensiones internas dentro del metal. Durante esta etapa se suministra suficiente energía térmica que permite a las dislocaciones que se reordenen en configuraciones de menor energía.

El proceso de recuperación se denomina poligonización, y frecuentemente es un cambio estructural que precede a la recristalización. La energía interna del metal recuperado es menor que la del estado de trabajado en frío, puesto que se aniquilan mas dislocaciones o se transforman en configuraciones de menor energía por el proceso de recuperación. Durante la

recuperación, la resistencia de un metal trabajado en frío se reduce ligeramente, pero aumenta significativamente su ductilidad.¹⁹

4.5.1.a MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES

En bajas temperaturas, el recocido es llamado recuperación, en esta etapa, no existe ningún cambio en las propiedades mecánicas (por ejemplo dureza y resistencia) del material, como se describe en la **Figura 4-04**, en efecto, en aceros al carbono, puede haber un incremento en la resistencia debido a la deformación por envejecimiento. El término recuperación viene de la observación que algunas propiedades físicas del material son recuperadas. Por ejemplo, durante el trabajo en frío, la conductividad eléctrica y la densidad decrecen muy ligeramente. La **Figura 4-05**, esquematiza la dependencia de un porcentaje previo de reducción en frío (%TF) de la energía almacenada del trabajo en frío la cual es liberada en esta etapa. Con bajos %TF se almacena grandes fracciones energía, quedando solo una fracción para la etapa de recristalización, en altos %TF, la fracción de la energía almacenada se libera durante la recuperación y es muy pequeña comparada a la fracción requerida para recristalización.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Los cambios microestructurales en el material durante la recuperación no involucran el movimiento de altos ángulos de fronteras de grano. Para productos planos, los granos originales que fueron deformados (pancaked), debido a la reducción en frío dada al material, permanecen deformados y aparentemente sin cambios durante la recuperación. Sin embargo cambios submicroscópicos ocurren dentro de los granos que no son observables con el microscopio óptico pero son fácilmente vistos con el microscopio electrónico de transmisión (TEM), esto incluye el recocido del defecto puntal y sus sectores, y

el aniquilamiento y reordenamiento de las dislocaciones, y la formación de subgranos y su crecimiento.

Los cambios microestructurales relevan principalmente las tensiones internas y, consecuentemente, esta etapa del proceso de recocido es usada como un relevado de esfuerzos. Este es el proceso utilizado en la reducción o eliminación de los esfuerzos residuales después del trabajo en frío ver **Figura 4-06**, la pérdida de dislocaciones significa que la resistencia decrecerá. Sin embargo, esta baja es compensada por la formación de subgranos, los cuales son granos con frontera de bajo ángulo. Dentro de la deformación en los granos de trabajo en frío como se ilustra en la **figura 4-07**.²⁰

Durante la recuperación las propiedades físicas y mecánicas del hierro y del acero laminado en frío empiezan a retroceder a las que existían antes de la deformación. Sin embargo, cambios no mayores ocurren en la orientación desarrollada por el trabajo en frío.

Muy rápidamente en recuperación algunos esfuerzos internos se eliminan, y ocurren cambios en las propiedades eléctricas, y en algunos casos se dan pequeños cambios en las propiedades mecánicas, pero no se observan cambios en la microestructura. Conforme la recuperación prosigue, las dislocaciones aumentan y dan como resultado una interacción de dislocaciones resultando en un decremento en la densidad de dislocaciones formando ciertos arreglos de dislocaciones. Estos arreglos los cuales constituyen la pared de las nuevas células (o subgranos) de la recuperación del metal son de baja energía con respecto a la dislocación en arreglo, las cuales forman las paredes de las celdas en el trabajo en frío.

La **Figura 4-08** muestra una estructura después de recuperación y muestra dislocaciones en arreglos y una estructura de subgrano típica. Después

de que el reacondicionamiento de las dislocaciones generadas por el trabajo en frío es completado, los subgranos pueden crecer tanto como la temperatura y el tiempo se incrementen. Durante la recuperación isotérmica, las celdas crecen eventualmente resultando un equilibrio del tamaño de celda que corresponde a la condición completa de recuperación. El equilibrio de la celda es medido del grado de recuperación y esta en función del tiempo de recuperación o temperatura de recuperación o de ambas.⁸

4.5.2 RECRISTALIZACIÓN

Calentando un metal trabajado en frío a una temperatura suficientemente alta, se nuclea nuevos granos libres de deformación en la estructura del metal recuperado y comienzan a crecer, formando una estructura recristalizada. Después de suficiente tiempo a la temperatura que tiene lugar la recristalización, la estructura de trabajo en frío es completamente reemplazada con una estructura de grano recristalizado.

La recristalización ocurre por dos mecanismos principales: (1) un núcleo aislado puede expandirse dentro de un grano deformado ó (2) una frontera de grano de gran ángulo puede emigrar a una región más deformada de metal.²¹

Los factores que afectan al proceso de recristalización de metales y aleaciones son: (1) la cantidad de deformación previa del metal, (2) temperatura, (3) tiempo, (4) tamaño inicial del grano y (5) composición del metal o aleación, se pueden realizar las siguientes generalizaciones:

- Se necesita una mínima cantidad de deformación para que sea posible la recristalización.

- Cuanto menor sea el grado de deformación (por encima del mínimo), mayor es la temperatura necesaria para producir la recristalización.
- Aumentando la temperatura de recristalización disminuye el tiempo necesario para completarlo.
- El tamaño final del grano depende principalmente del grado de deformación. A mayor grado de deformación menor será la temperatura de recocido para recristalización y menor será el tamaño de grano recristalizado.
- A mayor tamaño de grano inicial, mayor será la cantidad de deformación necesaria para producir una cantidad de recristalización equivalente.
- La temperatura de recristalización disminuye al aumentar la pureza del metal. La adición de aleaciones en forma de solución sólida siempre aumenta la temperatura de recristalización.²¹

4.5.2.a PROCESO DE NUCLEACIÓN

Al final de la etapa de recuperación, la formación de núcleos de granos nuevos en las fronteras de grano en el material laminado en frío se vuelve observable con el microscopio óptico y indican la iniciación de la etapa de recristalización, (ver **Figura 4-09**), el proceso de solidificación, es similar al proceso de recristalización, es también un proceso de nucleación y transformación heterogénea. La nucleación de nuevos granos (cristales) ocurre por la coalescencia de subgranos y la superficie por nucleación heterogénea los cuales son defectos microestructurales, tales como fronteras de grano y partículas gruesas (como por ejemplo inclusiones) superficiales. Los nuevos

granos se forman a expensas de los anteriores granos trabajados en frío. Estos están libres de deformaciones y están limitados por los ángulos de las fronteras de grano con una gran movilidad al crecimiento y hacen desaparecer todos los trazos de los antiguos cristales. Cuando los antiguos cristales se transforman a nuevos, libres de deformaciones, y granos equiaxiales, la estructura del trabajo en frío se dice que tiene una completa recristalización, como se ve en la **Figura 4-09**. Esta etapa de recocido se refiere como recristalización estática primaria. Estática debido a que ocurre después de la aplicación del trabajo en frío y primaria porque se produce el primer suavizado de granos. Existe una recristalización secundaria que se refiere al "crecimiento anormal o discontinuo del grano" durante la tercer etapa del proceso de recocido. La fuerza de empuje para esta etapa es la energía almacenada residual del trabajo en frío después de recuperación, para bajos %TF esto es relativamente pequeño; consecuentemente, mucho más energía térmica (alta temperatura) se requiere para la recristalización- para altos %TF, este es comparadamente más grande y mucho menos energía térmica (baja temperatura) es requerida para la recristalización.

Debido a que los nuevos granos están libres de deformaciones, el endurecimiento del trabajo en frío desaparece. Esto explica que la resistencia y dureza del material decaigan repentinamente como se ve en la **Figura 4-04**. en este punto el material esencialmente se regresa a su condición que tenía antes del trabajo en frío. Cambios en la resistencia y dureza después de recristalización son muy pequeños y graduales.²⁰

El proceso de recristalización permite controlar el tamaño de grano y las propiedades mecánicas del material. El tamaño de grano de la nueva estructura recristalizada dependerá de la cantidad de trabajo en frío, temperatura de recocido, del tiempo, y de la composición del material, acorde a las leyes de recristalización, un mínimo % de reducción en frío es requerido

para que ocurra la recrystalización. Para un pequeño %TF, se requiere alta temperatura de recrystalización, el incremento de tiempo de recocido decrece la temperatura de recrystalización. En el tamaño de grano cuando la recrystalización primaria ha sido completada dependerá principalmente del %TF, y en una menor proporción de la temperatura de recocido. El tamaño de grano es mucho más pequeño si es más grande el %TF y es más baja la temperatura de recrystalización. Cuanto mayor sea el tamaño de grano original, mayor es el %TF que se necesita para obtener una temperatura y tiempo de recrystalización equivalentes. Los solutos y las dispersiones finas de partículas inhiben la recrystalización.²⁰

4.5.2.b RECRISTALIZACIÓN CINÉTICA

La proporción (cinética) de recrystalización describe las características de una típica nucleación y el proceso de crecimiento-transformación. Cuando el recocido es efectuado isotérmicamente, la fracción del volumen que recrystaliza está en función del tiempo seguido de un signo típico de una curva como se muestra en la **Figura 4-10**. la cinética muestra una longitud del tiempo antes que la transformación inicie. Este tiempo se refiere a un período de incubación que prosigue por una baja proporción de transformación cuando los núcleos estables inician su formación. Después una alta proporción sobreviene en aproximadamente un rango constante y finalmente le sigue por una baja proporción hacia al final de la transformación. la teoría clásica fenomenológica de este tipo de transformación puede ser expresada por

$$X_v = 1 - \exp(-Bt^k) \quad (3)$$

Donde " X_v " es la fracción del volumen recrystalizado o transformado, " t " es el tiempo en segundos, " B " y " k " son constantes del proceso. Si se

reestructurara la ecuación y se toma el logaritmo natural en ambos lados, se obtiene la ecuación siguiente:

$$\ln(1 - X_v) = -Bt^k$$

o

$$\ln\left(\frac{1}{1 - X_v}\right) = Bt^k$$

obtenemos

$$\log\left[\ln\left(\frac{1}{1 - X_v}\right)\right] = \log B + k \log t$$

(4)

Las constantes B y k se pueden determinar graficando ($\log t$) en función de $\{\log[\ln(1/(1-X_v))]\}$. La pendiente de esta curva es k, y la ordenada al origen cuando $\log t=0$, es decir, cuando $t=1s$, es B.

4.5.2.c SUBGRANOS

Durante la recristalización, la restauración de las propiedades mecánicas se completa, dando el cambio de la orientación que fue desarrollada en el trabajo en frío.¹⁹

Si durante el calentamiento o permanencia a elevada temperatura los subgranos individuales crecen a expensas de sus compañeros, o si dos o más granos se unen para formar un solo subgrano y el resto de los subgranos mantienen su tamaño, se crean subgranos de mayor ángulo y energía en la frontera de grano separados como subgranos alargados en la matriz circundados por granos más finos. Aunque las nuevas fronteras de grano tienen una energía mayor que la frontera que estaba antes, el área total de la frontera de grano y la densidad de las dislocaciones decrecen. La fuerza que empuja al crecimiento o fusión de subgranos es la que decrece el volumen y energía libre que resulta de la reducción del área total de la frontera de grano y densidad de

dislocaciones, un menor incremento en la energía libre de superficie resulta de la creación de un ángulo mayor de la frontera.

El aislado pero ahora engrandecido subgrano continua incrementándose en tamaño por el crecimiento o fusión, hasta que tengan movimiento, en un ángulo más grande de las fronteras de grano. En este punto un subgrano mayor puede actuar nucleando para el desarrollo de la recristalización de granos. El período de incubación para la recristalización es el tiempo requerido para la formación de este núcleo. Durante la recristalización, los núcleos de los granos recristalizados crecen a expensas del equilibrio o estables, los subgranos están formados por granos recristalizados grandes que están relativamente libres de la subestructura. La **Figura 4-11 y 4-12** muestran granos recristalizados que tienen un crecimiento dentro de la matriz de subgranos.⁸

4.5.3 CRECIMIENTO DE GRANO

Los granos grandes tienen menor energía libre que los pequeños.

Esto se asocia con la menor cantidad de área de frontera de grano; por tanto, en condiciones ideales, el menor estado de energía para un metal sería aquel que tendría si estuviera formado por un solo cristal. Esta es la fuerza que impulsa el crecimiento de grano, oponiéndose a esta fuerza se encuentra la rigidez de la red. Conforme la temperatura aumenta, la rigidez de la red disminuye y la rapidez de crecimiento de grano es mayor. A cualquier temperatura dada hay un tamaño de grano máximo, punto donde estos dos efectos están en equilibrio (**Figura 4-13**).

En consecuencia, teóricamente es posible que crezcan muy grandes, manteniendo una muestra durante largo tiempo en la región de crecimiento de grano. Los granos de gran tamaño mostrados en la **figura 4-14** se obtuvieron

mediante este método. La muestra se mantuvo a una temperatura justo por abajo del punto de fusión de esta aleación. Nótese que ha ocurrido alguna fusión en la esquina inferior izquierda, debido a la fluctuación de temperatura en el horno.¹⁸

El crecimiento de grano inicia cuando la primera recristalización esta completa. Se caracteriza por un gradual decremento en la resistencia del material del incremento conmensurado en el tamaño de grano. Aunque la fuerza de empuje para la recuperación y recristalización es la energía almacenada del trabajo en frío, la fuerza de empuje para el crecimiento de grano es la minimización de la energía interfacial de las fronteras de grano, cuando el crecimiento de grano ocurre uniformemente en todos los granos, (por ejemplo mismo tamaño de grano promedio), esto es llamado crecimiento de grano normal. Cuando un número de granos adquiere tamaños de granos mucho mayor que otros, esto es llamado crecimiento anormal de grano o recristalización secundaria. Estos dos mecanismos de crecimiento se ilustran esquemáticamente en la **figura 4-15**. una recristalización secundaria es inducida por segundas fases o partículas debido a que estas mismas partículas impiden el proceso normal de crecimiento de grano. Como la recristalización primaria, la recristalización secundaria es una nucleación y proceso de crecimiento que exhibe la transformación sigmoidal como se muestra en la **figura 4-16**.

La aplicación comercial más importante de la recristalización secundaria es la producción de la $\{100\} \langle 100 \rangle$ textura en la lámina de Fe-3%Si utilizada para la laminación de motores eléctricos. Tradicionalmente, las partículas consideradas para ser responsables en el desarrollo de esta textura son el sulfuro de manganeso (MnS) inclusiones no metálicas. Pero más recientemente, partículas de nitruro de aluminio (AlN) son también encontradas para producir una alta permeabilidad y bajas pérdidas magnéticas en el acero al

silicio. Estas partículas son importantes en la producción de la orientación intermedia $\{110\} \langle 100 \rangle$ necesarias para producir la textura final deseada. La textura final deseada es producida por una alta temperatura final de recocido en un horno de atmósfera controlada.

Otros ejemplos de aplicaciones es la recristalización secundaria inducida en los filamentos de tungsteno que son utilizados para los bulbos incandescentes. Se producen grandes granos en el filamento para mejorar el tiempo de servicio.²⁰

4.5.3.a CRECIMIENTO DE GRANO ARRIBA DE LA LÍNEA A_{c1}

Si el acero se mantiene durante bastante tiempo a temperaturas más elevadas que la crítica superior, los cristales de austenita tienen tendencia a desarrollarse y aumentar de tamaño. Esta tendencia aumenta cuanto más altas sea la temperatura y mayor la duración del calentamiento. Por lo tanto, si se mantiene el acero durante bastante tiempo a temperatura superior a A_{c3} o A_{cm} , obtendremos cristales grandes de austenita, y como el tamaño de los cristales del acero al terminar el tratamiento depende precisamente del tamaño que tuvieron los cristales de la austenita, obtendremos después de un tratamiento a elevada temperatura, una estructura gruesa y un acero de bajas características. Comparando la microestructura de la **figura 4-17** se observa la influencia de la temperatura de calentamiento en el tamaño de los cristales en un acero de 0.45% de carbono.

Cuando el calentamiento del acero se llega a la zona crítica, se produce siempre la recristalización y nacen nuevos cristales de austenita con el mismo tamaño que se puede conseguir con esa clase de acero. Luego cuando en los procesos de calentamiento se sobrepasa la temperatura crítica A_{c3} o A_{cm} ,

el tamaño de los cristales de austenita aumenta y su crecimiento depende, como se ha dicho antes, de la temperatura alcanzada y del tiempo de permanencia.

Por eso cuando por cualquier circunstancia se tiene un acero con grano grueso, para afinarlo basta con calentarlo a una temperatura lo más justo por encima de la crítica y luego enfriarlo al aire según la composición.

Quando los cristales son muy grandes, para afinarlos se suele recomendar varias regeneraciones sucesivas. La primera a temperatura bastante superior a la crítica, pues entonces las partículas de acero tienen más movilidad y es más fácil descoyuntar la grosera cristalización primitiva y homogenizar la masa del acero, y luego se hacen regeneraciones a temperaturas más bajas y más próximas a la crítica, que son las que en realidad afinan el grano.²²

4.5.4 TEXTURA DE DEFORMACIÓN (CRISTALOGRÁFICA)

La deformación de monocristales demuestra que el plano de deslizamiento gira a medida que la deformación se lleva a cabo. La deformación de los policristales también resulta en la rotación de planos y ejes. Sin embargo, debido a la interacción con los granos adjuntos, las rotaciones son muy complejas y los alineamientos de los granos con respecto al eje y el plano de deformación son empíricamente determinadas. Estas alineaciones son llamadas texturas cristalográficas y así las alineaciones son debidas a la deformación, los cuales son llamados específicamente textura de deformación. Esto se diferencia de la otra textura que se alcanza en la recristalización la cual es llamada textura de recristalización.

Surgen texturas cuando la deformación del material es muy grande. En el caso de barras, esta deformación da por resultado alambres, en tanto que, con placas o cintas, los productos son láminas. La textura de deformación en los metales se muestra en la **Tabla 4-01**, junto con el recocido o textura de recristalización para las estructuras metálicas más comunes de BCC, FCC, y HCP. La textura en alambre es llamada textura de fibra. La textura en la lámina rolada en frío es llamada textura de rolado, es la alineación de los planos cristalinos a la dirección de rolado. El orden para producir esta alineación de planos y ejes, láminas, deben de ser roladas en frío hasta un 50% de RA o en espesor, y el rango común de deformación es del 50 al 70%. Debido a que estas láminas han sido formadas subsecuentemente en ciclos, serán suavizadas por recocido. Las alineaciones de planos en la condición de rolado en frío es completamente obligado y una nueva alineación de recocido o textura de recristalización aparece y dicta la formabilidad de la lamina. La deformación (laminado) y la textura de recocido, ambos están relacionada, pero se requiere que no sea así. Esto indica que es importante para la lámina de acero tener un 50 a un 70% de reducción para tener las propiedades optimas necesarias para los procesos de formado tales como embutido y extrusión.²⁰

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

4.5.5 TEXTURA DE RECRISTALIZACIÓN DE RECOCIDO.

Una recristalización de textura (RXT) se desarrolla desde una estructura trabajada en frío. La textura es la preponderancia de un plano paralelo específico a la superficie del material y a una dirección específica paralela a la dirección del rolado. El RXT es enteramente diferente de la deformación de textura (DT) desarrollada durante el trabajo en frío. Sin embargo, el RXT depende del DT y esta relacionado por alguna orientación específica. En la **tabla 4-02** también se incluyen las texturas de recocido o textura de recristalización observadas para las estructuras BCC, FCC, y HCP.

Ciertamente la textura es deseada para ciertos propósitos específicos, por ejemplo, la lamina de acero recocida destinada para operaciones de embutidos exhibe buenas propiedades de formado cuando el cubo en la esquina RXT se presenta. Esta textura de cubo en vértice tiene $\{111\}$ paralelo al (rolado) al plano de la lamina. Con esta textura, $\langle 111 \rangle$ de diagonal de cuerpo es normal a la superficie y es obtenida haciendo que el cubo se sostenga sobre su vértice, de ahí su nombre, de cubo en vértice. La dirección $\langle 111 \rangle$ es la más fuerte dirección en la estructura BCC y ofrece la mayor resistencia al estrechamiento de la dimensión del espesor durante el embutido en frío. Una lamina ideal de embutido profundo debe tener tanto \bar{r} (anisotropía normal) un valor >1 , y $\Delta r = 0$ (anisotropía planar), las **figuras 4-18 y 4-19** muestran que tanto \bar{r} y Δr se incrementa cuando la textura $\{111\}$ se incrementa, la cual depende del %TF. El valor óptimo de \bar{r} para la lamina de acero troquelable requiere de un 50 a un 70 %TF, a pesar del hecho que si $\Delta r \neq 0$ producirá orejas. Las orejas son una extensión no uniforme en embutidos, como se ve en la **figura 4-20** y esto es debido a la orientación $\{100\}$ del cubo en cara para la lamina de acero.²⁰

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

4.5.6 PROPIEDADES DESPUÉS DEL RECOCIDO

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El formado de lámina es muy importante para la industria en una economía industrializada. Es esencial en la manufactura de automóviles, aviones, máquinas para oficina y negocios, abrelatas, cartuchos, etc. para lo cual se utiliza lámina de acero, aluminio, latón, titanio y otros metales. El proceso más común del formado de lámina es el prensado, donde la parte lisa es prensada y formada entre los dados formadores. Existen otros métodos de formado, pero en todos estos procesos, se ha encontrado que la deformación puede ser realizada en dos formas: embutido y estirado. La contribución del embutido o estiramiento en el proceso de formado depende de la forma de las

piezas a ser embutidas, y de otros factores tales como el diseño del dado y lubricación. Las propiedades de la lámina para una buena formabilidad son diferentes de aquellos para un buen estrechamiento. Así, la formabilidad de la lámina no puede ser expresada por una propiedad pero depende bastante de la combinación de propiedades que pueden ser diferentes de parte a parte o de proceso a proceso.

4.5.6.a Δr y r , PROPIEDADES DE EMBUTIBILIDAD

El proceso de embutido se ilustra esquemáticamente en la **figura 4-21** y consiste del prensado de una hoja lisa dentro de un dado con un pistón para producir una copa, cono o caja. La hoja lisa es sujeta en la parte inferior por el dado o por un punzón con una fuerza suficiente que permita al material fluir radialmente dentro de la cavidad del dado sin arrugamiento.

Las etapas progresivas en el metal durante embutido son mostradas en la figura 8-20. El área del punzón indicada en la **figura 4-22a** es el área de la hoja lisa que inicialmente hizo contacto con el punzón. Como la presión del punzón en la hoja, la sección 1 de hoja flexiona y se dobla alrededor de la nariz del punzón (**Figura 4-22b**), rápidamente como secuencialmente, la sección anular externa 2 y la 3 se mueven radialmente hacia el centro de la hoja, flexionando alrededor de la nariz del punzón, y la forma la pared de una copa, **figura 4-22c y 4-22d**.

El sistema de fuerzas a actuar en la hoja en las etapas intermedias, como en la **figura 4-22b o c** se muestra en la **figura 4-23**, la cabeza de la copa esta dentro de un estado de esfuerzos biaxiales, compresión circunferencial, y tensión radial en el plano de la lámina dentro de la pared deformada de la copa. El estado de esfuerzos biaxial en la pestaña es

equivalente al esfuerzo de corte puro en el plano de la pestaña. Este proceso es análogo para el proceso de estirado de alambre, en que una sección transversal mayor de área de la pestaña es formada en una más pequeña y la mayor sección transversal en la pared de la copa. Esta es la razón él porque se llama proceso de formado para diferenciarlo del estiramiento. Para diferenciarlo mucho más del estirado, el área del punzón en la **figura 4-22a** interna no esta sometido a deformación durante el proceso de estampado.

El suceso de la operación del estampado depende de las propiedades del material para fluir fácilmente en la región de la pestaña en el plano de la lámina dentro de la condición de corte puro y para resistir adelgazamiento en el costado de la pared. La primera propiedad necesaria que el material muestra es baja resistencia de fluencia en todas direcciones del plano de la lámina, y la segunda propiedad necesaria mostrada es alta resistencia de fluencia en la dirección del espesor en magnitud como resista el adelgazamiento. En el material debe de haber una combinación óptima para las propiedades de formado. La resistencia de fluencia baja en el plano de la lámina no es útil si el material tiene baja resistencia de fluencia en la dirección del espesor.

Obviamente, esto dificulta determinar la resistencia de fluencia en la lámina en la dirección del espesor debido a que no hay bastante material para preparar la muestra para el ensayo de tensión. Sin embargo la resistencia de fluencia en la dirección del espesor o la resistencia para el adelgazamiento de la lámina es directamente la razón de la deformación verdadera en la dirección del ancho y el espesor cuando la lámina es probada en tensión. Esta razón es llamada la razón de deformación plástica anisotrópica "r". Debido a que este valor varia con diferentes direcciones en el plano de la lámina.

Se expresa en la ecuación:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (5)$$

Donde ε_w y ε_t son la deformación verdadera en las dimensiones del ancho y espesor de la lámina. Debido a la anisotropía del material, los valores medidos son diferentes para los especímenes llevados paralelamente, transversalmente y a 45° de la dirección del laminado. El promedio de estos valores es llamado razón de deformación promedio r , y es igual a:

$$r = \frac{(r_L + 2r_{45} + r_T)}{4} \quad (6)$$

Donde el prefijo "L", "T", y "45°" de r indican paralelo, transversal y 45° a la dirección del laminado, como se indica esquemáticamente en la **figura 4-24**, la ecuación anterior indica la razón de la resistencia de flujo promedio en el plano de la lámina y es llamada anisotropía normal. Un valor de $r = 1$ indica un flujo de resistencia en el plano y en la dirección del espesor de la lámina. Cuando $r > 1$, la resistencia promedio en la dirección del espesor es mayor que la resistencia promedio en diferentes direcciones en el plano de la lámina. En este caso, la lámina es resistente al adelgazamiento. La relación de este parámetro de troquelabilidad es indicada en la **figura 4-25** la cual se ilustra el tamaño relativo del tamaño de copa producido con la lámina exhibiendo el valor promedio r en la curva superior.

Como complemento a la anisotropía normal, puede exhibir también variaciones en la razón de deformación en diferentes direcciones del plano de la lámina.

Estas variaciones " Δr ", son llamadas anisotropía planar y es expresada como indica la ecuación:

$$\Delta r = \frac{(r_L + r_T + 2r_{45})}{2} \quad (7)$$

Un valor no-cero indica no-uniformidad en la extensión del material en algunas direcciones y lleva a un defecto en la parte formada llamado "orejas". Δr Y r constituyen la propiedad que indica la anisotropía de un material. Un material completamente isótropico tiene r igual a 1 y Δr igual a cero.

Las propiedades para un buen estampado son $r > 1$ y $\Delta r = 0$. los cuales dependen de la textura cristalográfica del recocido, dependiendo después de las operaciones del proceso y composición, y al último del porcentaje de reducción en frío previo del recocido. La textura de recocido que induce buena formabilidad en diferentes materiales se muestra en la **tabla 4-01**. para los aceros, se requiere una textura dominante $\{111\}$, esto se significa que él $\{111\}$ es paralelo al plano de la lámina y así normal a este, él $\langle 111 \rangle$ es paralelo a la dirección del espesor. Esta textura es llamada comúnmente llamado cúbica centrado en el cuerpo debido a que si estamos en un cubo en una de sus esquinas en una superficie, la dirección $\langle 111 \rangle$ es perpendicular a la superficie. Esta dirección es también el paquete más denso en el FCC y así proveerá la mayor resistencia en compresión y adelgazamiento.

El efecto de la cantidad previa de reducción en frío de la lámina de acero en r y Δr están descritas en la **figura 4-18 y 19** el plano al fondo en la **figura 4-18** muestra el incremento en la textura del recocido $\{111\}$ como la cantidad de reducción en frío {previo al recocido} incrementándose alrededor de

un 90% de reducción. Con el incremento de $\{111\}$, se ve (de la curva superior en la **figura 4-18**) un incremento correspondiente en la r de la lámina. También se ve que el valor más alto de r es alrededor del 75% de reducción en frío; se requiere reducir en frío del 50 al 70% previo al recocido para producir una buena formabilidad de la lámina de acero. En la **figura 4-19**, notamos que $\Delta r = 0$ en aproximadamente un 25% y 90% de reducción en frío en el espesor. De acuerdo a esto, no se esperan "orejas" de los materiales sujetos a estos reducciones en frío. En la **figura 4-20** se muestran copas para las diferentes reducciones de áreas o espesor de 0° a 95° , y de hecho se nota una copa con 25 y 90% de reducción en el espesor (marcados con 25 y 90) no exhiben orejas.

Se nota en ambas **figura 4-18 y 19** que tanto los requerimientos para $r > 1$ y $\Delta r = 0$ no son satisfechos generalmente a la misma vez para una reducción en frío particular. Así se optimiza y escoge una reducción en frío que ofrezca el mejor resultado para nuestro propósito. La sugerencia de la reducción en frío de la lámina de acero debe de ser entre el 50 o 70 % tal que se que se lleve al máximo la resistencia al adelgazamiento con algo de orejas, ver las copas marcadas con 50, 60 y 70 en la **figura 4-20**. estas "orejas" obviamente necesitan ser cortadas si son usada como piezas de componentes.²⁰

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

4.5.6.b "K" – "n", FORMABILIDAD

Un simple proceso de formado-estirado se muestra en la **figura 4-26**, aquí la parte lisa de la lámina del material es sujetado firmemente alrededor del área de la pestaña, para prevenir que el material se mueva en la cavidad cuando el punzón descienda. En este caso y diferente de la operación de estampado el material estampado, toda la deformación que sufre es por elongación y adelgazamiento del espesor. Si la deformación es llevada a un

máximo, será eventualmente localizada y después fracturara. El sistema actual de esfuerzos en la hoja lisa durante el embutido es biaxial, a pesar de eso se nota que la deformación solo se describe para embutido, muy parecidos al comportamiento de un material dúctil durante un simple ensayo tensil. En el ensayo tensil se nota que la deformación o acuellamiento del material indica que el material ha fallado, así se puede decir que, la deformación verdadera uniforme " ϵ_u ", estará arriba de la carga máxima en el ensayo de tensión y es una medida de formabilidad. ²⁰

El método de prueba para la determinación del exponente de endurecimiento por deformación " n ", utiliza los datos del esfuerzo - deformación de un ensayo de tensión uniaxial. Los datos tensiles se obtienen en un continuo y rango controlado vía desplazamiento ó control de deformación. El exponente de endurecimiento por deformación es determinado de una representación empírica sobre el rango de interés de la curva de esfuerzo deformación verdadera. La representación matemática usada en este método es para la curva real la siguiente:

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (8)$$

Donde:

- (**n**). Exponente de endurecimiento por deformación que marca un incremento en la dureza y resistencia causado por una deformación plástica.
- (**k**) Constante experimental, calculada de un grupo de datos para la curva de tensión, que es numéricamente igual a un valor extrapolado del esfuerzo verdadero en una deformación verdadera de 1.00.
- (ϵ) Deformación verdadera es el logaritmo natural de la relación de la longitud de calibración instantánea (L), a la longitud de calibración original (L_0); así que, $\epsilon = \ln(L/L_0)$ o $\epsilon = \ln(1+e)$.

(σ) Esfuerzo verdadero es el esfuerzo normal instantáneo, calculado sobre la base de la sección transversal de área instantánea. A ; así que él $\sigma=F/A$; si no ha ocurrido el acuellamiento, $\sigma=S(1+e)$

El método de prueba es útil para estimar la deformación en el acuellamiento en un ensayo tensil uniaxial, prácticamente provee un parámetro empírico para apreciar el estiramiento relativo en formabilidad de un sistema metálico. El exponente de endurecimiento por deformación es también una medida del incremento de resistencia de un material debido a la deformación plástica.²³

El exponente de endurecimiento por deformación puede tener valores de $n=0$ (cuando es un sólido perfectamente plástico) a $n=1$ (cuando es un sólido elástico). Para varios metales n tiene valores de 0.1 y 0.5 (ver tabla 4-02)²⁴

La determinación del exponente por endurecimiento de la forma logarítmica de la curva de tensión de esfuerzo verdadero contra deformación verdadera dentro del rango plástico es de la siguiente manera:

$$\text{Log } \sigma = \text{log } k + n \text{log } \epsilon \quad (9)$$

Los esfuerzos verdaderos y deformación verdadera se determinan de la siguiente manera:

$$\sigma = S(1+e) \quad (10)$$

$$\epsilon = \ln(1+e) \quad (11)$$

Donde: (σ , ϵ) son el esfuerzo verdadero contra deformación verdadera en un intervalo seleccionado.

Al obtener los logaritmos de la gráfica de esfuerzo contra deformación verdadera de la ecuación, de estos pares de datos ($\log \sigma$, $\log \epsilon$), se calcula, mediante regresión lineal del $\log \sigma$ contra $\log \epsilon$, la pendiente, n , y el % de error de la curva.

La ecuación para calcular la regresión lineal es la siguiente:

$$n = \frac{N \sum_{i=1}^N (\log \epsilon_i, \log \sigma_i) - \left(\sum_{i=1}^N \log \epsilon_i, \sum_{i=1}^N \log \sigma_i \right)}{N (\log \epsilon_i)^2 - \left(\sum_{i=1}^N \log \epsilon_i \right)^2} \quad (12)$$

Donde N es el número de datos. Las ecuaciones para calcular la pendiente, la intercepción, y la desviación estándar de la curva son hechas en forma conveniente por representaciones simbólicas como sigue:

y = log σ

x = log ϵ

b = log k

N = número de datos pares

SD = desviación estándar de n -valores

n = valor de n.

La ecuación para la pendiente de la línea de regresión lineal provee el exponente de deformación como sigue:

$$n = \frac{N \sum xy - \sum x \sum y}{N \sum x^2 - (\sum x)^2} \quad (13)$$

La ecuación para el coeficiente de resistencia son las siguientes:

$$b = \frac{\sum y - n \sum x}{NM} \quad (14)$$

$$K = \exp[b] \quad (15)$$

El cálculo para la desviación estándar del valor de n esta basada sobre la variabilidad de la pendiente de la regresión lineal. Esta medición de variabilidad contiene los cálculos de los valores de n y los coeficientes de resistencia medidos.

$$SD = \left\{ \frac{\sum (y - b - nx)^2}{N \sum x^2 - (\sum x)^2} * \frac{N}{N-2} \right\}^{1/2} \quad (16)$$



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPÍTULO 5

DESARROLLO EXPERIMENTAL

5.1 MATERIAL DE PRUEBA

Equipo y material utilizado para el desarrollo experimental del proceso de recocido con y sin zona de recuperación es el siguiente:

- Pirómetro portátil doble modelo 421508 para termopar J, K, T, R y S con entrada para software.
- 2 Termopares Tipo K, con conexión miniatura para pirómetro portátil.
- 2 Muflas de capacidad de 1400°C
- 40 muestras de acero laminados en frío grado 1006, de 0.079 pulgadas de espesor, temple duro.
- Microscopio óptico Versamet de 50X, 100X, 200X, 400X y 1000X
- Analizador de imágenes software Imagen Pro, Microscopio a 200X.
- Espectrómetro de emisión óptica, LAB-V/A303/86
- Máquina Universal para ensayos de tensión y compresión.
- Durometro Rockwell/ Escala 30T y B.

5.2 ETAPAS DEL PROCESO EXPERIMENTAL

El desarrollo experimental se efectuó de la siguiente forma:

Sección 1. Se realizó un análisis químico de materia prima el cual involucraba los principales elementos del acero, segundo se efectuó un estudio de propiedades mecánicas al material con solo el proceso de reducción en frío y tercero se efectuó un análisis tanto de propiedades mecánicas así como anisotropía del acero con proceso de recocido a 630°C X 18 hrs. recocido en hornos de campana con 57.8% de reducción.

Sección 2. Consistió de dos etapas, las cuales se describen a continuación:

5.2.1 ETAPA No. 1

El objetivo de esta etapa es determinar la influencia de la zona de precalentamiento en el tamaño de grano y la relación de aspecto del grano, subdividiéndose en 2 ciclos de proceso en tres rangos de temperatura diferentes:

➤ **Ciclo A.** Consistió en efectuar recocidos a temperaturas de 630°C, 670°C y 710°C, teniendo diferentes tiempos de permanencia hasta llegar a 15 horas de proceso a partir de alcanzar la temperatura de proceso

➤ **Ciclo B.** Consistió en efectuar primero un ciclo de precalentamiento a 400°C por 1 hora y posteriormente efectuar los recocidos a temperaturas de 630°C, 670°C y 710°C, teniendo diferentes tiempos de permanencia hasta llegar a 15 horas de proceso.

Fabricación de Muestras: Las muestras se fabricaron de un acero SAE 1006 con dimensiones de 1 ½" X 1 ½", espesor de 0.079" ± 0.0015" y un porcentaje de reducción del 57.8%.

Tiempo de muestreo: El muestreo durante el ensayo de recocido fue de la siguiente manera:

➤ **Ciclo A.**

1. Muestra a 0.25 hora de proceso
2. Muestra a 0.50 hora de proceso
3. Muestra a 1.00 hora de proceso
4. Muestra a 2.00 horas de proceso
5. Muestra a 3.00 horas de proceso
6. Muestra a 6.00 horas de proceso
7. Muestra a 9.00 horas de proceso
8. Muestra a 12.00 horas de proceso
9. Muestra a 15.00 horas de proceso

➤ **Ciclo B - El tiempo de muestreo fue el mismo tiempo que en el**

ciclo A, solo se utilizó una muestra mas para la zona de precalentamiento antes del recocido (Las muestras se protegieron de la atmósfera con lámina de titanio y fueron acomodadas en forma vertical sobre un ladrillo refractario ranurado utilizado para llevar a cabo la prueba).

Proceso de Recocido: Para el proceso de recocido se utilizaron dos muffas ambas de resistencia eléctrica de 1400°C de temperatura máxima. El enfriamiento de las piezas se realizo separadamente, cubiertas las piezas como se menciono con lámina de titanio.

Las temperaturas que se determinaron para el proceso de recocido se basaron sobre los procesos actuales de recocido de cintas de acero laminada en

frío con grado de temple, a menor temperatura de 630°C no se desarrollo proceso de recocido ya que esta establecido como mínima temperatura de recristalización 630°C y como máxima la temperatura de transformación del acero 721°C. Para el ciclo B, se utiliza una zona de precalentamiento de 400°C por 1 hora de proceso y temperaturas de recocido y tiempo de permanencia igual al ciclo A.

Pruebas:

- Se determino el análisis químico del material por medio del espectrómetro óptico.
- Se realizaron ensayos de tensión y metalográfico al material original del proceso laminado en frío sin recocido y con recocido de operación a 630°C. En estas pruebas se realizaron para comparación con los resultados obtenidos de las pruebas realizadas en los ciclos A y B.
- Las pruebas que se realizaron a las muestras ya procesadas de prueba de ambos ciclos tanto A y B fueron las siguientes:
 - a. Dureza superficial escala rockwell 30T
 - b. Tamaño de grano promedio
 - c. Diámetro de grano promedio
 - d. Relación de aspecto promedio
 - e. Área promedio
 - f. Metalografías de las diferentes etapas del proceso.
- Para los ensayos de dureza superficial se utilizó un Durometro Rockwell, en la escala 30T.
- Para los ensayos de tamaño de grano, diámetro, relación de aspecto, área se utilizó un analizador de imágenes, la evaluación se realizo a 200X.
- Para las metalografías se utilizó microscopio óptico Versamet a 100X, 200X y 400X.

- Para los ensayos de tensión de las muestras de proceso laminadas en frío y del recocido normal de planta se llevo a cabo en una Maquina Universal Tinius Olsen a una velocidad de cabezal de 2mm/min. La preparación y fabricación de las muestras esta basada en ASTM A 370.²⁵

5.2.2 ETAPA No. 2.

El objetivo de esta etapa es realizar un estudio de anisotropía (r y Δr) y la obtención de K y n para formabilidad. En esta etapa, de los dos procesos desarrollados se escogió uno, basándose en los resultados obtenidos de los ensayos realizados durante la etapa 1. El ciclo que se escogió fue el ciclo A (sin zona de precalentamiento).

Muestras de tensión: Las muestras de tensión se fabricaron de un acero SAE 1006 con dimensiones de acuerdo a norma ASTM A370 para ensayos de tensión, con un espesor de $0.079'' \pm 0.0015''$ y un porcentaje de reducción del 57.8%.

Para cada prueba se contó con cuatro muestras dos en el sentido de laminación, una a 90° de la dirección de laminación y otra a 45° . Las muestras fueron envueltas con lamina de acero 1006 de $0.012''$ de espesor y fueron protegidas interiormente con polvo de grafito para evitar la oxidación.

Tiempo de muestreo: El muestreo durante el tratamiento de recocido fue de la siguiente manera:

1. Muestra a las 0.25 horas de proceso
2. Muestra a 6.00 horas de proceso
3. Muestra a 15.00 horas de proceso

Proceso de Recocido: Para el proceso de recocido se utilizó una mufla de resistencia eléctrica de 1400°C de temperatura máxima. El enfriamiento de las piezas se realiza al aire, con la cubierta de lámina y grafito.

Pruebas: Las pruebas que se realizaron a las muestras de ambos ciclos tanto A y B fueron las siguientes:

- Ensayo de tensión de acuerdo a ASTM A 370
- Ensayo de Anisotropía de acuerdo a norma ASTM E 517-98 (r y Δr)
- Cálculo de n y K de acuerdo a norma ASTM E 646-98
- Para los ensayos de tensión de las muestras de proceso en una Máquina Universal Tinius Olsen a velocidad de cabezal de 2 mm/min. La preparación y fabricación de las muestras esta en base a la norma ASTM A370.

a. Para los ensayos de r y Δr las muestras se fabricaron de acuerdo a la norma ASTM A 370, y el procedimiento de prueba se realizó al 15% de deformación a una velocidad de cabezal de 2mm/min. Las fórmulas aplicadas para el cálculo de r y Δr fueron las ecuaciones 6 y 7.

b. Para el cálculo de n y k se determinaron de los ensayos de tensión realizados hasta la fractura del material, el cálculo se realizó de los esfuerzos verdadero y deformación verdadera después de la zona de inestabilidad y antes de la carga máxima con una velocidad de cabezal de 2 mm/min. Las ecuaciones utilizadas para el cálculo de n y k , fueron la ecuación 13 y 15.

CAPÍTULO 6

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

6.1 INTRODUCCIÓN

El presente capítulo discutirá los resultados obtenidos del análisis químico, proceso de laminación en frío, del recocido en campana y del modelo de tratamiento térmico del recocido propuesto en los rangos de temperatura de 630°C, 670°C y 710°C y con un tiempo de proceso de hasta 15 hrs. sin zona de precalentamiento y con zona de precalentamiento a 400°C por 1 hora, para tener un conocimiento más amplio del comportamiento de este material durante los ciclos propuestos.

6.2 CLASIFICACIÓN DE MATERIA PRIMA Y PROCESO DE LAMINACIÓN EN FRÍO.

La clasificación de la materia prima se realizó mediante un análisis cuantitativo de los elementos principales del acero, utilizando para el análisis un espectrómetro de emisión óptica, el cual cuantifica el porcentaje de los siguientes elementos: %carbono, %manganeso, %fósforo, %silicio

principalmente, la clasificación de acuerdo al análisis químico se realizó sobre la base de la norma SAEJ403 (**tabla 6.02**).

Se determinaron propiedades de Sult (esfuerzo máximo), S_o (esfuerzo de cedencia), %e (porcentaje de elongación) y %TF (porcentaje de reducción en frío) al material roloado en frío sin tratamiento térmico (**tabla 6.01**).

Se realizó análisis metalográfico al material roloado en frío, observando la microestructura que presenta el acero después de un proceso de reducción en frío con 57.8% de TF. (Ver **figuras del apéndice A103 a A104**).

6.2.1 ANÁLISIS QUÍMICO Y REDUCCIÓN EN FRÍO

El análisis se realiza a las muestras sin recocido solamente con reducción en frío, de acuerdo al análisis químico obtenido de la **tabla 6-02**, el material corresponde a un acero SAE 1006 con 0.034% de carbono. El proceso de transformación consistió en partir del espesor inicial de 0.187" de rolo de acero roloado en caliente, reducirlo en frío mediante un molino reversible hasta el espesor de 0.079", teniendo el material un porcentaje de reducción del 57.8%, del ensayo de tensión y el análisis químico efectuado a este material de acuerdo a la **tabla 6-01 y 6-02** se deduce lo siguiente, características:

- Acero SAE 1006 con 0.034%C y 0.20%Mn
- 57.8% de reducción en frío
- Grado de temple duro (84HRB min)
- Aplicaciones en estructuras, soportes, material que no requiera dobleces.

6.3 PROCESO DE RECOCIDO

El proceso de recocido involucra dos secciones de experimentación, en la primera sección involucra una caracterización del material recocido en hornos de campana con ciclos actuales de proceso y la segunda sección se subdivide en dos etapas la primera etapa involucra una investigación del comportamiento del acero SAE 1006, con 57.8% de TF, 0.079" de espesor con un % de carbono de 0.034 a tres diferentes rangos de temperatura 630°C, 670°C y 710°C con un tiempo de permanencia de hasta 15 hrs. sin zona de recuperación y la segunda etapa para el mismo material antes mencionado involucra las temperaturas de 630°C, 670°C y 710°C con una zona de precalentamiento de 400°C X 1hr antes de iniciar el proceso de recocido.

6.3.1 SECCIÓN 1

La caracterización del acero recocido en hornos de campana con proceso actual de recocido involucra tiempos de permanencia de 18hrs sin zonas de precalentamiento, con porcentaje de reducción del 57.8%, este análisis involucra la determinación del Sult, So, % de elongación y un estudio de anisotropía determinando el valor de r y Δr . Los resultados se observan en la **tabla 6.01**.

Los valores obtenidos de los resultados del ensayo de tensión que son Sult, So y % de elongación comparándolos con los resultados del ensayo de tensión realizado al modelo de recocido a 630°C X 15 horas solo marca un ligero decremento en el Sult a 18 horas. Mientras que en el % de elongación no existe diferencia, la ductilidad del material se obtiene desde el inicio de proceso (**tabla 6.03**), esto es debido a que el tiempo de permanencia prolongado como el de

18 horas incrementa el área generando subgranos grandes y orientando la recristalización a una recristalización secundaria (**figura A.105**).

La recristalización presente en el modelo de recocido a 630°C X 15 horas muestra la formación de subgranos con recristalización primaria o normal (**figura A.1 a A.32**).

6.3.2 SECCIÓN 2

Para la recristalización del material se realizó las siguientes pruebas:

Ensayo de Dureza

Crecimiento de grano (área y relación de aspecto)

Propiedades Mecánicas (S_{ult} , S_o y %e)

Determinación de "n" y "K"

Ensayos de anisotropía (r y Δr)

6.3.2a ENSAYO DE DUREZA

El ensayo de dureza superficial se realiza al material recocido sin zona de recuperación (Ciclo A) y al material con zona de recuperación (Ciclo B), los resultados de dichos ensayos de dureza se pueden observar en la **tabla 6.03**, que muestra los valores obtenidos de dureza superficial durante el tiempo de muestreo determinado en el desarrollo experimental, los valores de dureza se realizaron en el núcleo o centro del espesor de la probeta en la dirección de laminación y en escala de dureza Rockwell 30T. Las figuras que muestran la influencia del tiempo y temperatura en la dureza superficial son de la **figura 6-02** a la **figura 6-06**.

El ensayo consistió en realizar un chequeo de dureza superficial en el núcleo de la probeta, efectuar 4 lecturas mínimas, utilizar de escala dureza rockwell 30T y evaluar el comportamiento del material conforme aumentaba el tiempo y temperatura en el ciclo de recocido.

Los ensayos de dureza superficial efectuados al ciclo A en los tres rangos de temperatura mostraron lo siguiente:

1. Que conforme aumenta la temperatura y este valor esta más cercano a la temperatura crítica (721°C) del acero, la dureza superficial es menor al inicio del proceso que la que presentan los aceros recocidos en menores rangos de temperatura (**Figura 6.02**).
2. Conforme avanza el tiempo de proceso de recocido, la dureza superficial para los rangos de temperatura de 630°C y 670°C disminuye gradualmente alcanzado un valor casi similar al final del proceso. (**Figura 6.02**).
3. Para el rango de temperatura de 710°C, la dureza casi permanece constante desde el inicio de proceso. (**Figuras 6.02**).

Los ensayos de dureza superficial efectuados al ciclo B en los tres rangos de temperatura y con zona de precalentamiento mostró lo siguiente:

1. Es muy similar al ciclo A, mostrando el mismo comportamiento durante el recocido, conforme aumente la temperatura la dureza superficial es menor al inicio de proceso que la que presentan los aceros recocidos en menores rangos de temperatura (**figura 6.03 a 6.06**).

La dureza superficial del material esta influenciada por la temperatura del proceso ya que a una temperatura más alta tendremos más energía térmica que permite una recuperación y recristalización más rápida del grano deformado eliminando dislocaciones. Conforme avanza el tiempo de proceso para los rangos de temperatura de 630°C y 670°C seguirán recristalizando y creciendo el grano permitiendo una disminución de dureza hasta alcanzar un valor mínimo, mientras que, para el rango de temperatura de 710°C la energía térmica es la necesaria para recristalizar más rápido desde el inicio de proceso. La **tabla 6.04** muestra el comportamiento del crecimiento de grano y su relación de aspecto del grano.

La influencia de una zona de precalentamiento ó recuperación no involucró cambios microestructurales importantes (ver **figuras A.103 y A104**) debido a que los granos después de este proceso permanecen deformados sin cambios en la dureza superficial del material, en investigaciones recientes se ha comprobado que los cambios presentes en el material después de la zona de recuperación son submicroscopicos y solo son detectados por el microscopio de transmisión. Esta zona permite tener energía almacenada que vuelve más estable la dureza del material sobre todo al inicio del proceso del rango de temperatura de 710°C donde la energía térmica es la necesaria para acelerar el proceso de recristalización del acero.

6.3.2b ÁREA Y RELACIÓN DE ASPECTO DEL GRANO.

Los resultados del análisis se pueden observar en la **tabla 6.04**, la tabla consta de dos etapas como se mencionó en la parte superior del texto, la primera etapa ciclo A sin zona de precalentamiento y la segunda etapa con ciclo de precalentamiento a 400°C X 1hr. La tabla contempla la relación de aspecto del material, tamaño, área y diámetro de grano. Dicho estudio solo se realizó en

las muestras que se obtuvieron a los 15 minutos, 1, 6 y 15 horas de proceso. Las figuras que muestran la influencia del tiempo y temperatura en las características de tamaño de grano, relación de aspecto y área son de la **figura 6-07 a la figura 6-18**.

Se realizaron micrografías tanto para las probetas del ciclo A y B, de cada muestreo se realizó una micrografía con el fin de observar el crecimiento de grano y la matriz del acero. La secuencia de las micrografías es a 15 minutos, 30 minutos, 1 hora, 3 horas, 6 horas y 15 horas de proceso, la cantidad de aumento que se utilizó fue de 200X y 400X. La secuencia de micrografías se observa en el apéndice A, de la **figura A1 hasta la A105**.

La influencia que tiene el tiempo y temperatura en el incremento de área y relación de aspecto del grano se ve afectada por la energía térmica necesaria para exista el crecimiento de grano y con esto modifique las propiedades del material, cabe mencionar que a mayor temperatura la recristalización es más rápida que a temperatura menor en las cuales deberemos de tener un tiempo de proceso más largo que permita obtener la maduración del grano adecuada.

Los parámetros relacionados al crecimiento del área y la relación de aspecto del grano se tomarán de referencia para determinar el tamaño de grano.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La **tabla 6-04**, muestra los resultados obtenidos en laboratorio para los dos ciclos de recocido en tres rangos de temperatura conforme aumenta el tiempo de recocido y como influye en el crecimiento del grano y en su relación de aspecto.

El área indicará principalmente el crecimiento de grano y la relación de aspecto indicará la recristalización del grano o en otras palabras equiaxialidad. La temperatura influye en los crecimientos de área debido a que en un rango de temperatura de 710°C habrá más energía térmica que permita una

recristalización o regeneración de grano más rápida, para los rangos de temperatura de 630°C y 670°C la energía térmica no es suficiente para que exista una diferencia notoria entre ambos rangos, la utilización de una zona de recuperación o precalentamiento a 400°C será poco notoria en estos dos rangos pero para el rango de 710°C la energía almacenada ayudara al crecimiento de grano por el proceso de precalentamiento. El incremento en la relación de aspecto fue el mismo para ambos ciclos de proceso con precalentamiento y sin precalentamiento a un rango de temperatura de 710°C debido a que es necesario el tiempo de permanencia adecuado para alcanzar una relación de aspecto menor o igual a 1.5 ya que el tiempo permitirá la maduración necesaria para obtener la relación de aspecto y equiaxialidad del grano para procesos de formado severos. El crecimiento del grano durante los ciclos A y B en los tres rangos de temperatura se pueden observar en las **figuras A1** hasta la **figura A102**. La relación de aspecto del grano se ve mas afectada por el tiempo de proceso que por la temperatura. (**tabla 6.04**)

6.3.2c PROPIEDADES MECÁNICAS

Las propiedades mecánicas que se determinaron para el ensayo de tensión fueron las siguientes: S_{ult} (Esfuerzo máximo), S_o (Esfuerzo de cedencia), %e (% de elongación), σ_{ult} (Esfuerzo verdadero máximo), ϵ (deformación verdadera), n (exponente de endurecimiento por deformación) y K (coeficiente de resistencia).

Las pruebas se corrieron a una velocidad de cabezal de 2mm/min. El tiempo de permanencia del proceso de recocido fue de 15 hrs. en total teniendo un muestreo a los 15min, 360min y 900 min. de proceso. Los resultados del ensayo se encuentran en la **tabla 6.05**, la tabla contempla los valores del esfuerzo, deformación, el exponente de endurecimiento por deformación y los

valores de espesor, longitud de calibración, área, carga máxima y longitud final de deformación. Las probetas se fabricaron de acuerdo a la norma ASTM A370 y la determinación de n y k se realiza sobre la base de la norma ASTM E646. Las figuras que muestran el comportamiento de las propiedades mecánicas conforme avanza el tiempo y la influencia de la temperatura son las **figuras 6-19 a la figura 6-23** y para los valores de K y n se muestra el comportamiento de dicho material son de la **figura 6-24, 6-25 y de la 6-28 a 6-33**.

Las pruebas mecánicas solo se realizaron al ciclo A sin zona de precalentamiento en los tres rangos de temperatura propuestos debido a que durante los ensayos realizados anteriores no mostraron cambios notorios entre una zona de precalentamiento y sin zona de precalentamiento.

Sult (Esfuerzo máximo)

- ✓ 710°C, La resistencia máxima del material presenta un valor bajo al inicio de proceso y un decremento conforme avanza el tiempo de proceso, debido a como se ha mencionado en los anteriores puntos que existe la suficiente energía térmica para acelerar el proceso de recristalización del grano, regenerándolo desde inicio de proceso y logrando una completa precipitación de carbono en la solución sólida de ferrita.
- ✓ 630°C, La resistencia máxima presenta el valor mas alto al inicio de proceso comparada contra los demás rangos de temperatura, conforme avanza el tiempo de proceso disminuye gradualmente, debido a que es necesario dar un tiempo de proceso prolongado para completar la precipitación de carbono en la solución sólida de ferrita y obtener una completa regeneración de grano, mejorando la relación de aspecto.

- ✓ 670°C, la resistencia presenta un valor intermedio debido a que se tiene la energía térmica necesaria para afectar esta propiedad pero existe poca diferencia entre el rango de 630°C, la precipitación de carbono es un poco mejor comparada con el rango de temperatura de 630°C y se tiene una regeneración de grano más rápida que la que se presenta a 630°C.

So (Esfuerzo de Cedencia)

- ✓ Las características presentes para el esfuerzo de cedencia fueron las siguientes: existe poca diferencia entre los rangos de temperatura propuestos, la zona de inestabilidad presente en ambos rangos de temperatura es muy similar, a los 15 minutos de proceso se obtienen altos valores de esfuerzo y conforme avanza el tiempo decrecen, a los 360 minutos del proceso se obtuvieron los mismos valores de cedencia que ha 900 minutos debido a que fue el tiempo necesario para que exista el reordenamiento de las dislocaciones de alta energía en baja energía y la eliminación de muchas, pasando el material de una zona elástica a plástica.

% e (Porcentaje de elongación)

- ✓ 710°C y 670°C, para estos dos rangos de temperatura los valores obtenidos del porcentaje de elongación fueron muy similares presentando poca diferencia, para estos dos rangos de temperatura la energía térmica es la necesaria para afectar la propiedad de ductilidad del material y obtener desde inicio de proceso el máximo valor, debido a que esta energía térmica permite una mayor precipitación de carbono en la solución sólida de ferrita y así se incrementa su ductilidad.

- ✓ 630°C, para este rango de temperatura la energía térmica no es suficiente para obtener el máximo valor de ductilidad, sino fue necesario aplicar todo el tiempo de proceso permitiendo una maduración de grano y se logre la completa precipitación de carbono en la solución sólida de ferrita. Para este rango de temperatura el tiempo es el factor importante que determinara las características de formabilidad.

n (coeficiente de endurecimiento por deformación)

- ✓ Para un acero de 0.05W%C de carbono con recocido esta establecido que "n" es igual a 0.26 de acuerdo a **tabla 4.03**, si $n=0$ es un sólido perfectamente plástico y $n=1$ es un sólido elástico, para un valor de n de 0.30 tendremos un material más plástico que elástico. Los resultados que se obtuvieron de las curvas de esfuerzo deformación, para un acero de 0.034W% fueron valores de 0.28 a 0.32, teniendo un valor promedio de 0.30 para los tres rangos de temperatura, "n" muestra un valor constante ya que durante todo el ciclo de tiempo presenta la misma deformación plástica, teniendo el mismo estiramiento en formabilidad (**figuras 6-21 a 6-33**)

K (Coeficiente de resistencia)

- ✓ El comportamiento de K durante los tres ciclos de temperatura fue similar al del esfuerzo de tensión máxima, La tendencia es la siguiente, conforme aumente temperatura y tiempo de proceso la resistencia decae gradualmente, debido principalmente como se ha mencionado anteriormente que al aumentar la temperatura de proceso existirá la energía térmica necesaria para aniquilar un mayor numero de dislocaciones teniendo una recristalización de grano desde inicio de proceso y una recuperación más rápida, el

tiempo permite una maduración adecuada del grano que ayuda a la recristalización del grano disminuyendo sus valores de resistencia.

La resistencia mecánica del acero tratado térmicamente en este estudio básicamente se ve influenciada por la temperatura y el tiempo del proceso de recocido, la microestructura típica de este acero es una matriz de ferrítica.

Para obtener cintas de acero con buenos porcentajes de elongación (> 37%) para procesos de formado, de acuerdo al material analizado es necesario recocer en rangos de temperatura de 670°C y 710°C donde se obtienen valores mínimos del 40% y efectuar tiempos de proceso mínimos de 10 horas para obtener la maduración del grano y obtener una recristalización primaria o normal adecuada evitando tiempos prolongados de proceso que generen recristalización secundaria o crecimiento de grano anormal.

6.3.2d ANISOTROPÍA

El estudio de anisotropía comprende los valores de r y Δr para los tres rangos de temperatura desarrollados en los tres muestreos del proceso de recocido (15, 360 y 900 minutos), el ensayo se realizó sobre la base de la norma ASTM A517 hasta el 15% de deformación a una velocidad de cabezal de 2mm/min, la fabricación de las muestras y las dimensiones de la misma están sobre la base de la norma ASTM A370, para la prueba se contó para cada etapa de muestreo de cuatro muestras dos en dirección del sentido de laminación (0°), una a 45° de la dirección de laminación y una a 90° de la dirección de laminación. Los resultados del estudio de anisotropía se encuentran en la **tabla 6.06**. Las figuras que muestran el comportamiento del acero en los tres rangos

de temperaturas y la influencia del tiempo y temperatura se muestran en la **Figura 6-26 y 6-27**.

La **tabla 6.06** contempla los valores de r y Δr en los tres rangos de temperatura durante los tres tiempos de muestreo sino también cuenta con los valores de espesor (t_0), esfuerzo de cedencia (S_0), longitud de calibración, longitud final de deformación y desviación estándar. Las propiedades de embutibilidad se ven afectadas principalmente por tres factores importantes:

- temperatura
- tiempo
- % de reducción en frío

La temperatura influye en los valores de la relación de deformación ya que a una temperatura de 710°C se obtuvo un valor de r de 1.2 mientras que para el rango de temperatura de 630°C se obtuvo un valor de 0.96, debido principalmente a que la temperatura de 710°C tendrá la energía térmica necesaria para afectar la embutibilidad del material, mientras que Δr aumenta conforme avanza el tiempo de proceso debido al porcentaje de reducción en frío que se utilizó y que afecta la anisotropía planar de acuerdo a las **figuras 4.18 y 4.19**, el tiempo de permanencia es importante ya que se obtendrá a un tiempo mayor una maduración del grano que permita obtener valores de r mayores a 1.4 donde la relación de aspecto sea igual o menor a 1.5 pero es necesario obtener % de reducción en frío menor al 57.8% o mayores al 80% donde Δr tiene una tendencia a 0 mejorando la no-formación de orejas del material.

CAPÍTULO 7

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1 CONCLUSIONES

Tiempos prolongados del proceso de recocido involucran crecimiento de área y recristalización secundaria para ciclos de 18 horas de proceso.

Las propiedades de dureza, Sult, So y K decrecen conforme aumenta la temperatura del proceso de recocido y conforme avanzan el tiempo. Para el rango de temperatura de 710°C, se tendrá la suficiente energía térmica que acelere el proceso de recristalización del grano y se obtengan valores de propiedades menores con respecto a los rangos de temperatura de 630°C y 670°C.

La zona de precalentamiento o recuperación tendrá un efecto más notorio en el rango de temperatura de 710°C, influyendo en el crecimiento de grano principalmente. Para los rangos de temperatura de 630°C y 670°C esta zona no tiene una influencia importante.

La ductilidad del material crece conforme aumente la temperatura del proceso de recocido. El tiempo de proceso tendrá influencia más notoria en el

rango de temperatura de 630°C donde es necesario dar el ciclo completo para obtener el % de elongación deseado. Para los rangos de 670°C y 710°C el máximo % de elongación se obtiene desde el inicio de proceso.

La propiedad de formabilidad "n" incrementa su valor conforme aumenta la temperatura del proceso, durante el tiempo de proceso permanece sin variación.

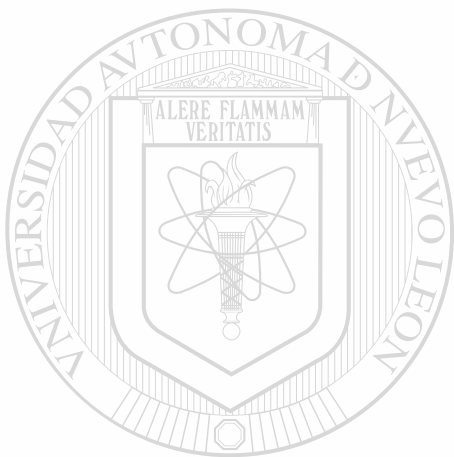
El porcentaje de reducción influye en las propiedades de anisotropía o valores de r y Δr los cuales se incrementan conforme aumenta la temperatura del proceso para el porcentaje de reducción del 57.8%. Altos valores de TF se obtendrán valores Δr bajos.

La cinta de acero utilizada para este estudio con 57.8% de reducción en frío y espesor de 0.079" tiene propiedades más útiles para formado y poca aplicación para embutido extraprofundo.

7.2 RECOMENDACIONES

- Realización de procesos de recocido a cintas con 80% de reducción en frío y en porcentajes de reducción en frío menor al 30%, para determinar la influencia en Δr y r para este tipo de productos.
- Realización de procesos de recocido a temperaturas mayores de 710°C, determinando la influencia de la zona de recuperación.

- Determinar como influye una zona de 400°C después del proceso de recocido.
- Determinar como influye un proceso de deformación ligero (Temple mecánico) en frío posterior al recocido.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

REFERENCIAS

1. Paul M. Underweiser, Howard E. Boyer, James J. Kubbs, Heat Treater's guide, Standard practices and procedures for steel, American Society for Metals.
2. SAE, chemical compositions of SAE carbon steels-SAE J403 Aug95
3. ASTM, American Society for Testing and Materials, A109/A109M-98a, Standard specification for steel, strip, carbon (0.25 Maximum Percent), cold-rolled.
4. Hoffman, O., and G. Sachs, Introduction to the theory of plasticity for engineers. McGraw-Hill Book Co., New York, N.Y., 1953.
5. Harold E. Mc Gannon, The making, shaping and treating of steel, United States steel, ninth edition, 1970.
6. Adams, A.T. Wire drawing and cold working of steel. Sherwood Press, Cleveland, Ohio, 1936.
7. Underwood, L. R., The rolling of metals: theory and practice. Chapman and Hall, London (1950).
8. American Society for Metals, Metallography, Structures and phase diagrams, Metals Handbook, eighth edition, Volume 8.
9. Am. Iron and Steel Inst., Steel products manuals (Carbon Steel; Semi finished for forging; Hot Rolled and Cold-Finished Bars; Hot Rolled Deformed Concrete Reinforcing Bars. Also, Carbon Steel Sheets, Also, Cold Rolled Carbon-Steel Strip. Also, Tin Mill Products). The Institute, Washington, D.C.
10. Rolling Mills, Rolls and Roll Making, Published by the Mackintosh Company, Pittsburgh, U.S.A., 1953

11. Pat L. Mangonon, Ph. D., P.E. FASM, The Principles of Materials Selection for Engineering Design, Prentice Hall, 1999.
12. Catálogo de productos de cintas de acero roladas en frío, Cintacero, 1999.
13. Harold E. Mc Gannon, The making, shaping and treating of steel, United States steel, ninth edition, 1985
14. P.N. Richards, B.MET.E. M.E., F.I.M. The effects of heating rates and subrecrystallization heat treatments on aluminum killed deep drawing steel.
15. Manual del proceso de recocido, Cintacero, 1996.
16. EBNER Industrieofenbau, AUSTRIA, La tecnología del horno de campana HICON/H2 aplicaciones para el tratamiento térmico de fleje de acero, con un análisis de ejemplos seleccionados, Conferencias 1999.
17. DIN EN 10130, Cold Rolled Steel products for cold forming, technical delivery conditions, 1991.
18. Sydney H. Avner, Introducción a la metalurgia física, Mc Graw Hill, 1974
19. William F. Smith, Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, Mc Graw Hill, 1998.
20. Pat L. Mangonon, Ph. D., P.E. FASM, The Principles of Materials Selection for Engineering Design, Prentice Hall, 1999.

21. William F. Smith, Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, Mc Graw Hill, 1998.
22. José Apraíz Barreiro, Tratamientos Térmicos de los Aceros, Editorial Dossat, 1985.
23. ASTM, American Society for Testing and Materials, E646-98, Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-values) of Metallic.
24. George E. Dieter, Mechanical Metallurgy, Editorial Mc Graw Hill, 1988
25. ASTM, American Society for Testing and Materials, A370-97, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products

FIGURAS

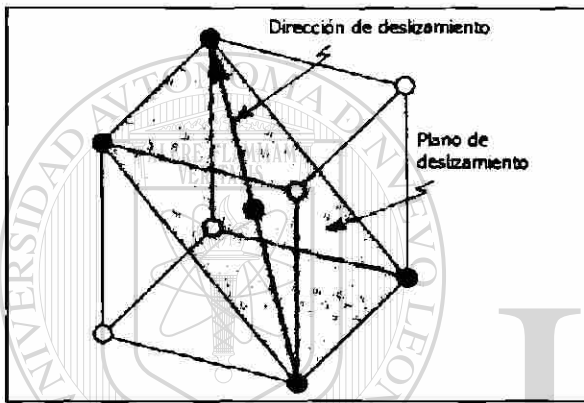


Fig. 3-01 Ilustración de una celda de cuerpo centrado y un sistema de deslizamiento.

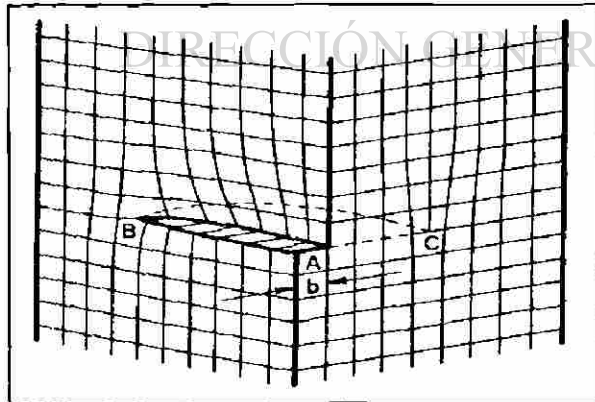


Figura 3-02. Dislocación en una vértice de un cúbico simple

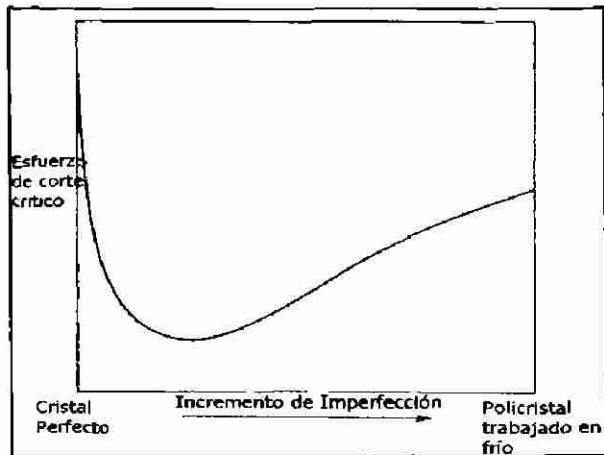


Figura 3-03. Efecto de las Imperfecciones en un esfuerzo de corte crítico

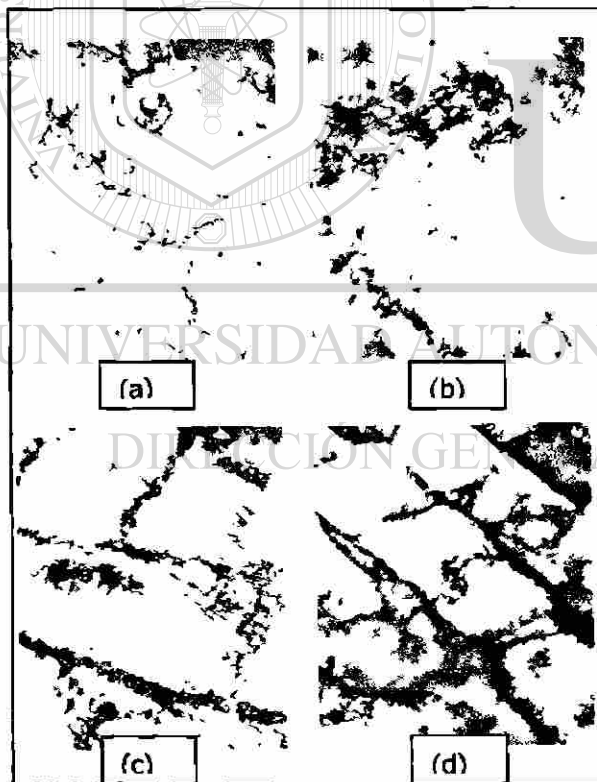


Figura 3-04. Dislocaciones entrelazadas en un hierro deformado a 25°C. (a) deformación del 1%, (b) deformación del 3.5%, (c) deformación del 9%, (d) deformación del 20%. (micrografías de electrones de transmisión, aproximadamente 25,000X)

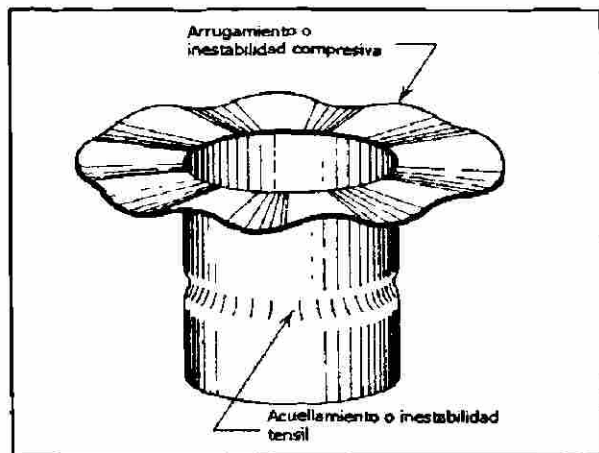


Figura 3-05. Ejemplo de un formado inestable en una copa de troquelado profundo

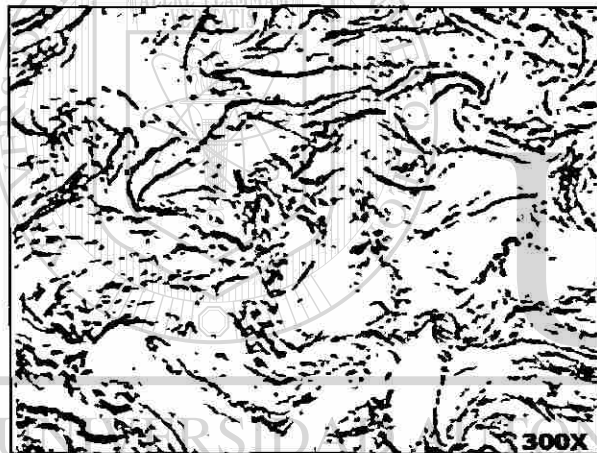


Figura 3-06. Micrografía que muestra una estructura de grano ondulado en una sección transversal de alambre de tungsteno (J. F. Peck)



Figura 3-07. Micrografía que muestra piel de naranja (rugosa, área de cedencia en la parte media superior de la micrografía) en la superficie del acero ligeramente pulido y plásticamente deformado. (D. A. Chatfield)



Figura 3-08. Micrografía que muestra bandas de deslizamiento en dos planos en un cristal simple de una aleación de Co-8Fe que fue pulida y deformada plásticamente

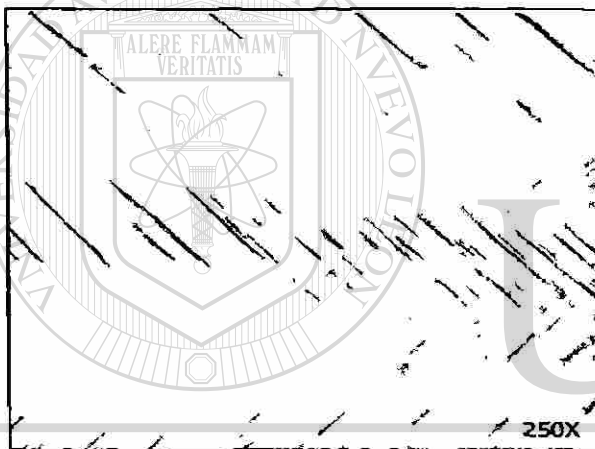


Figura 3-09. Micrografía que muestra bandas de deformación en (100) la superficie de un cristal simple de una aleación de Co-8Fe que fue deformada un 44%, pulida y ligeramente después deformada



Figura 3-10. Micrografía que muestra bandas de retorcedura que fue producida en un cristal simple de zinc por compresión axial

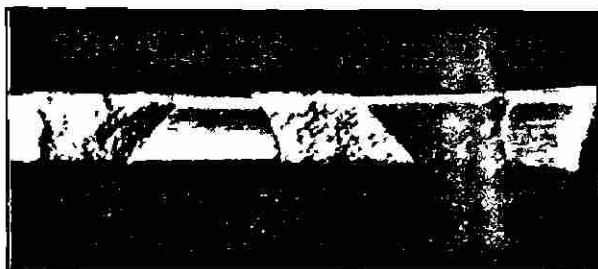


Figura 3-11. Micrografía que muestra bandas de Luder (áreas rugosas), las cuales se propagaron a lo largo de la longitud de un espécimen de acero recocido que fue probado en tensión

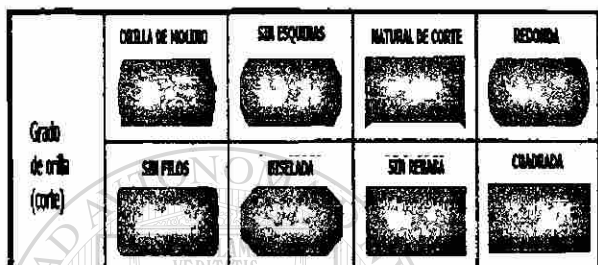


Figura 3-12. Grado de orilla de corte

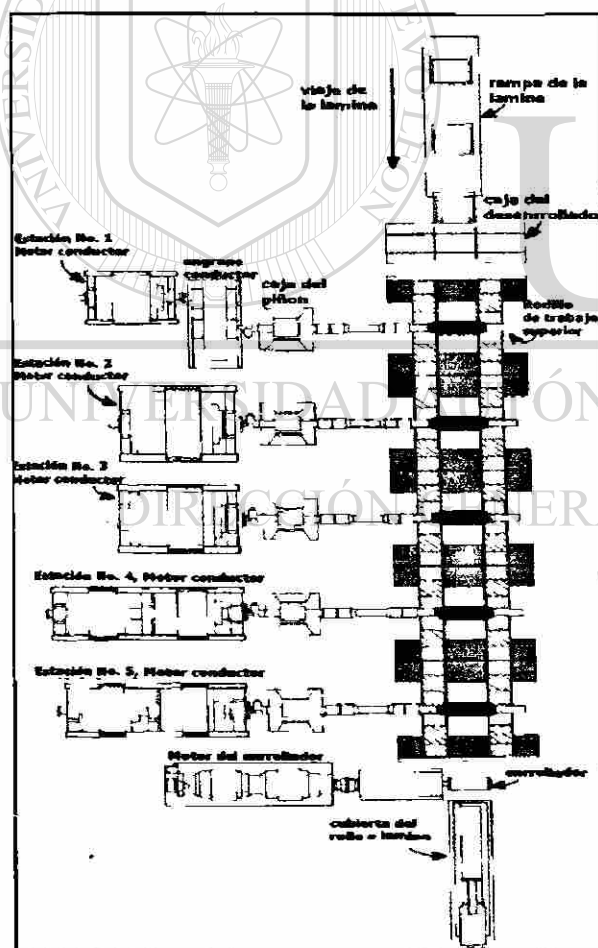


Figura 3-13. Arreglo esquemático de la estación de un molino y sus equipos auxiliares comprendiendo una estación de 5 estaciones del molino de reducción. La sección oscura del molino representa el castillo del molino de las estaciones del molino 4Hi. Solamente un rodillo de trabajo de cada estación se indica de color negro.

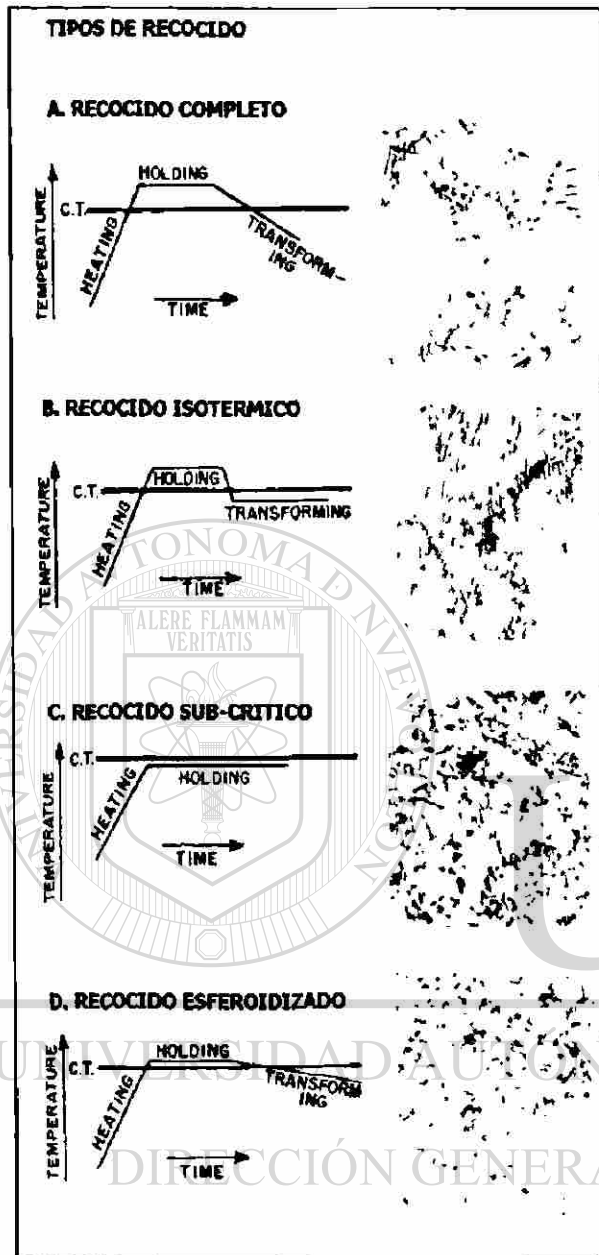


Figura 4-01. Ciclos térmicos y microestructura resultante obtenida de los cuatro diferentes tipos de recocido (C.T. Temperatura crítica del acero—721°C)

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
 ALERE FLAMMAM VERITATIS
 DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

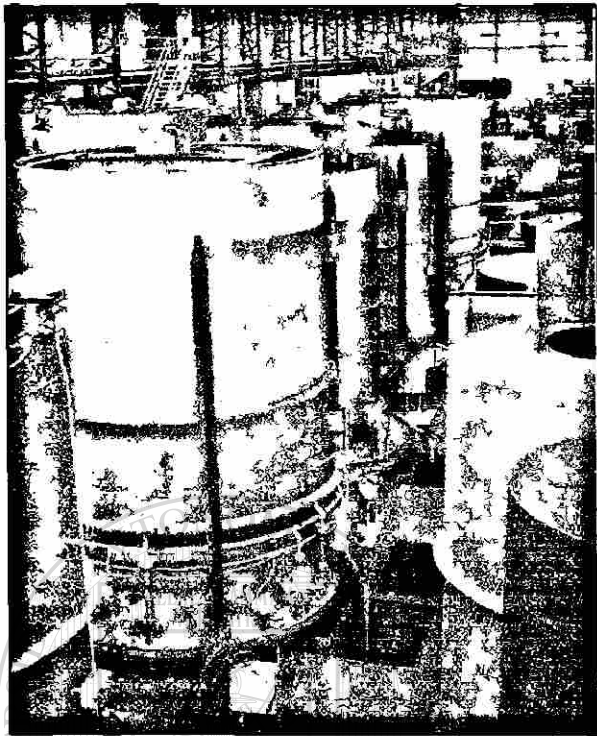
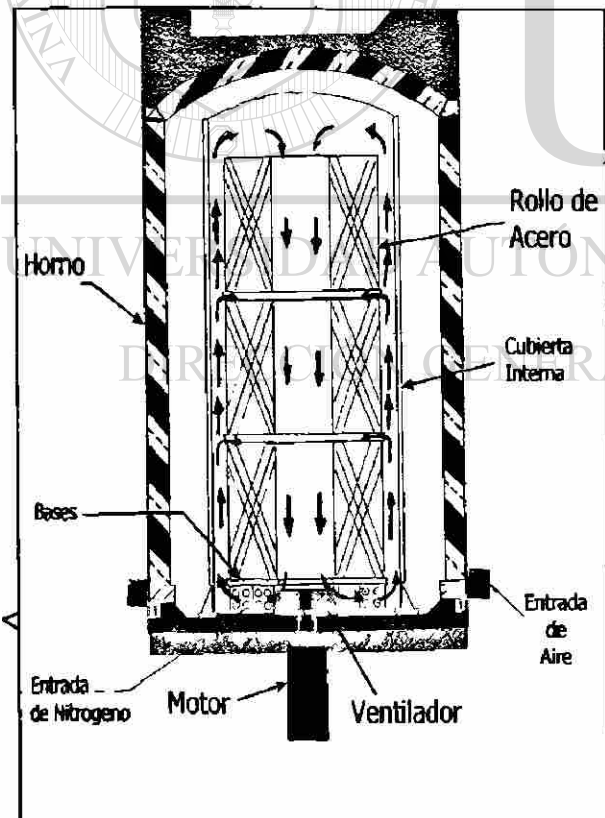


Figura 4-02. Horno de recocido de campana, atmósfera de nitrógeno, parte inferior dibujo esquemático del horno de campana, cortesía de Cintacero.



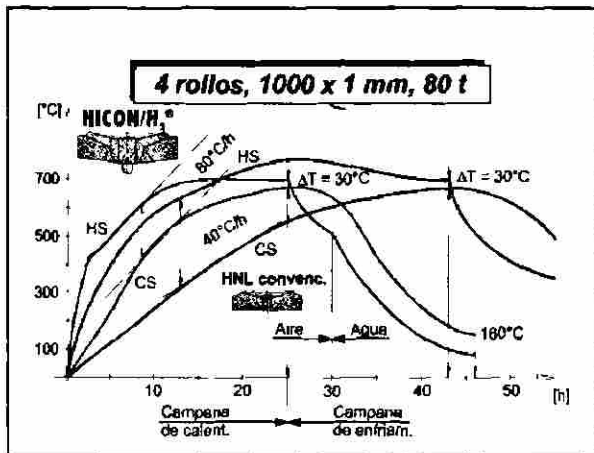


Figura 4-03. Dispersión térmica para HICON/H2 y HNL convencional

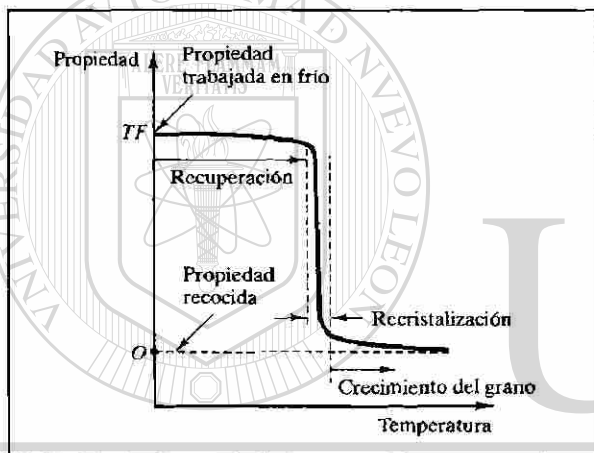


Figura 4-04. Esquema de las tres etapas del recocido de una estructura trabajada en frío, o es la propiedad del material blando o recocido, antes de ser trabajada en frío; TF es la propiedad del material trabajado en frío, antes del recocido

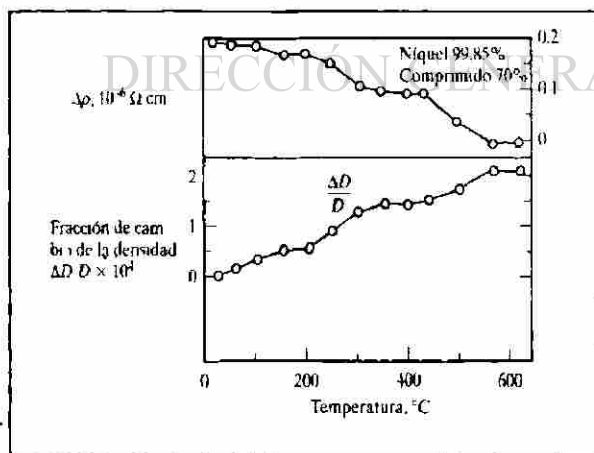
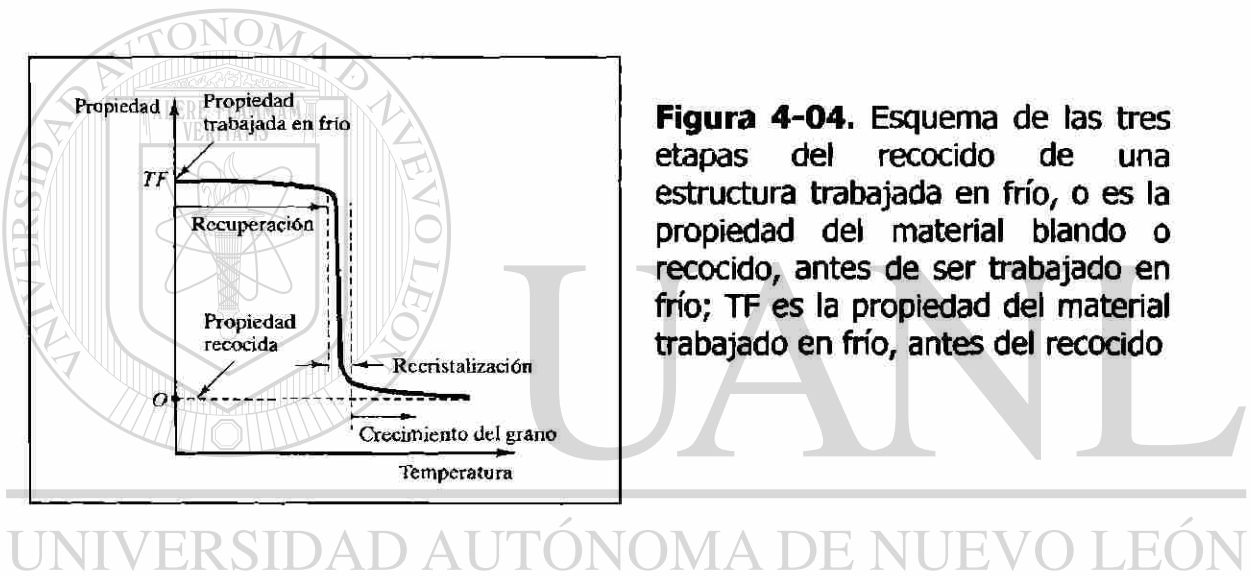


Figura 4-05. Cambios de resistividad eléctrica (curva superior) y de densidad (curva inferior) durante recuperación



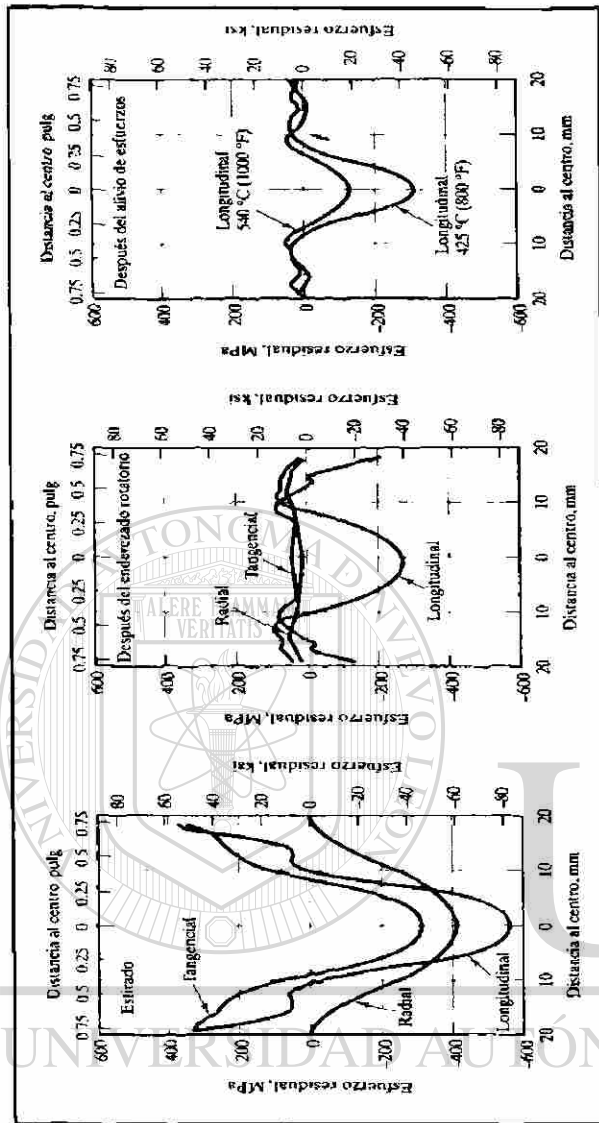


Figura 4-06. Patrones de esfuerzos residuales establecidos en barras de acero 1045 roladas en frío con 20% de reducción, de 43 a 38 mm de diámetro; (centro) patrones de esfuerzos residuales después del alivio mecánico de esfuerzos con enderezado rotatorio; (derecha) patrones de esfuerzos residuales después del alivio térmico de esfuerzos a dos temperaturas

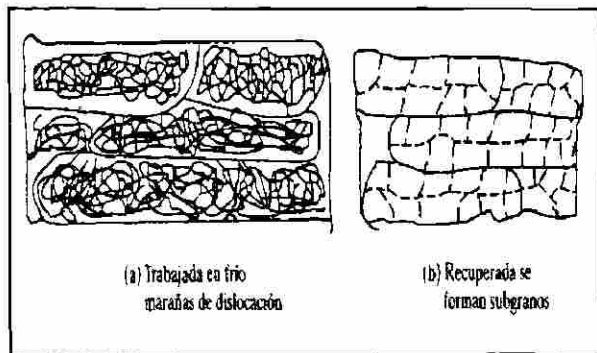


Figura 4-07. Las marañas de dislocaciones en la estructura trabajada en frío se reorganizan para formar una estructura poligonal, o de subgranos, dentro de los granos deformados TF en (b) durante la recuperación



Figura 4-08. Muestra ilustra un hierro rolando en frío, después de recuperación durante el subsecuente calentamiento, la estructura es típica de ferrita altamente deformada y recuperada, consiste de arreglos de dislocaciones y suburbanos

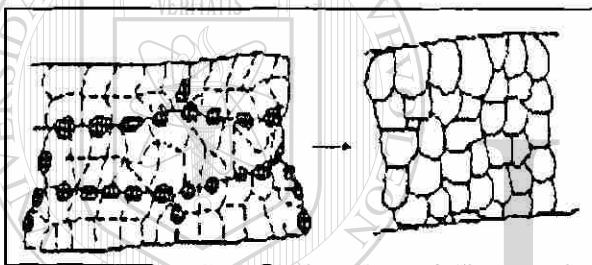


Figura 4-09. Esquema del inicio de la recrystalización (izquierda) y de la microestructura totalmente recrystalizada (derecha)

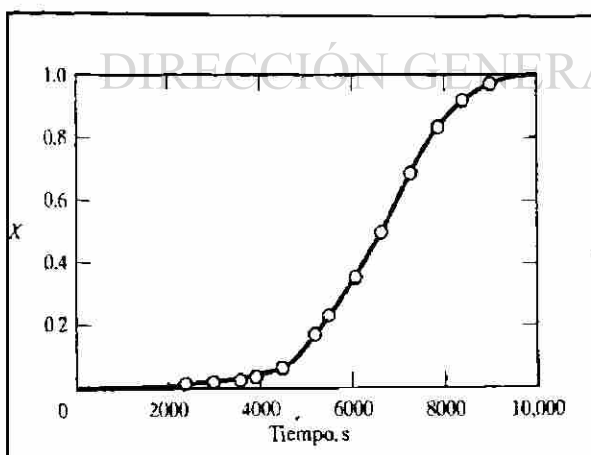


Figura 4-10. Fracción, X , del volumen que recrystaliza en función del tiempo durante un proceso isotérmico

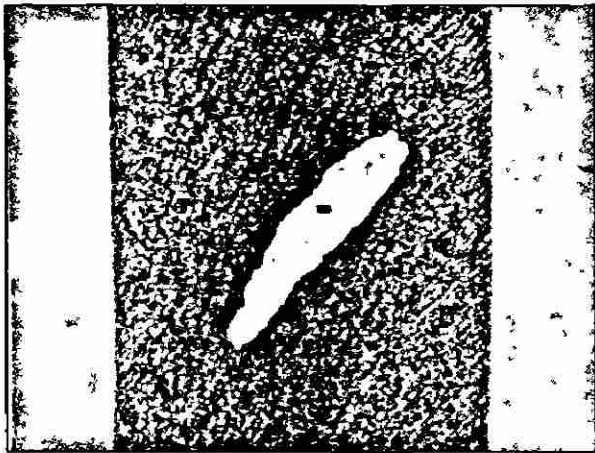


Figura 4-11. Cristal de hierro con 75% de reducción y parcialmente recristalizado. Un grano recristalizado (claro) tiene un crecimiento dentro de la matriz deformada



Figura 4-12. Acero de bajo carbón (0.05%) que fue deformado y casi completamente recristalizado. Libre de grandes dislocaciones y subgranos, los granos (oscuros) han crecido dentro de la matriz recuperada (clara), la cual contiene suburbanos

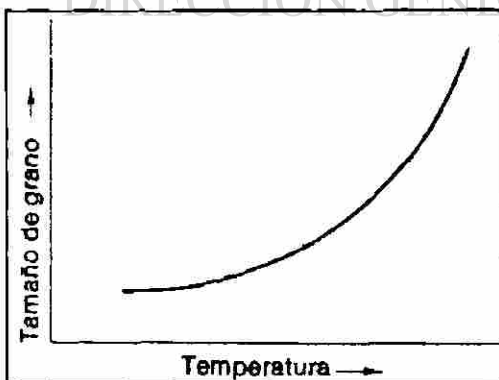


Figura 4-13. Efecto de la temperatura sobre el tamaño de grano recristalizado.

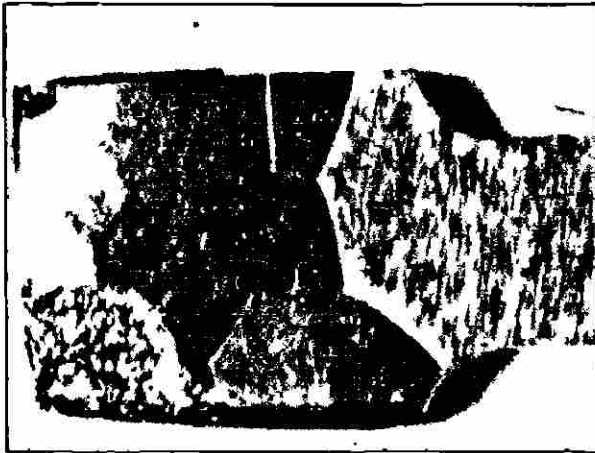


Figura 4-14. Crecimiento de grano en una aleación de titanio y vanadio, durante un tiempo prolongado de recocido, amplificación 2X.

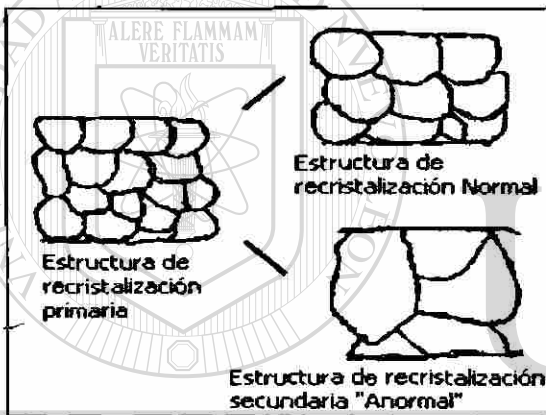


Figura 4-15. Crecimiento de grano o recristalizado normal y anormal, o secundario, después de la recristalización primaria

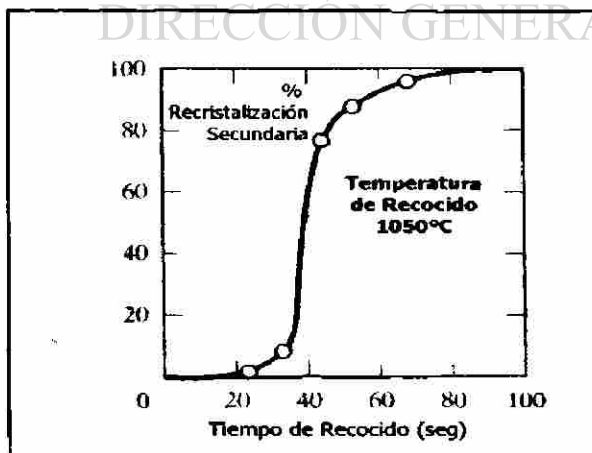


Figura 4-16. Formación sigmoidal de la textura de cubo en Fe-3%Si durante la recristalización secundaria

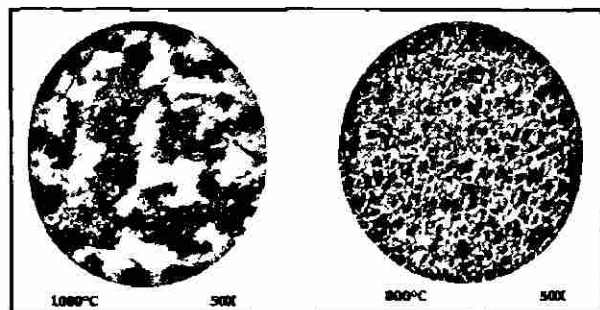


Figura 4-17. Microestructuras que muestran la influencia de temperatura de calentamiento en el tamaño de grano en un acero de 0.45% de carbono.

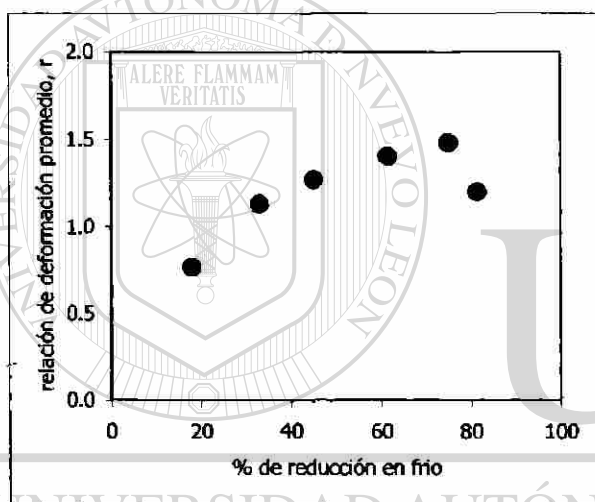


Figura 4-18. Dependencia de r y de la textura recocida $\{111\}$ respecto a la cantidad de trabajo en frío

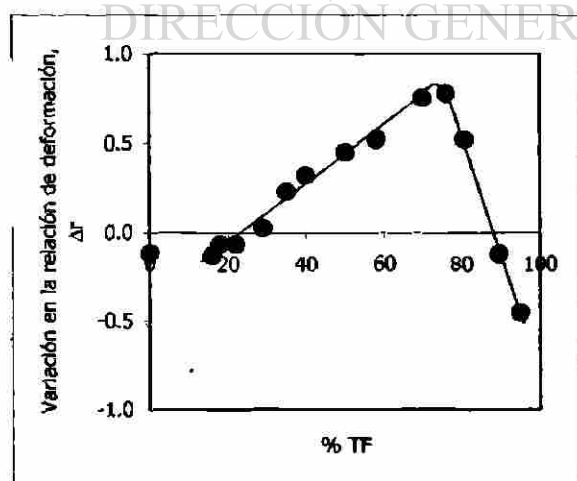


Figura 4-19. Dependencia de la Anisotropía planar, Δr , respecto a la reducción en frío

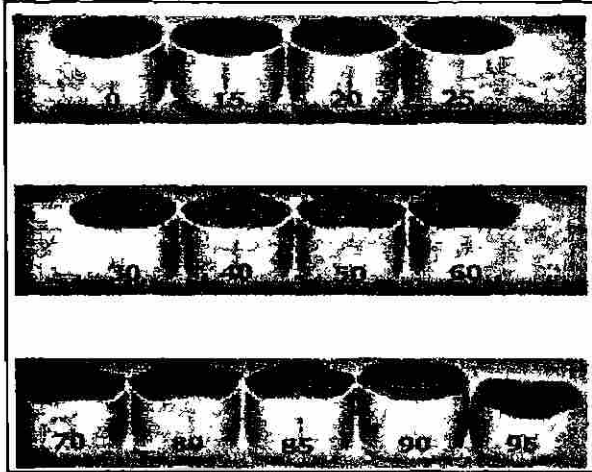


Figura 4-20. La formación de "orejas" depende de la velocidad de Anisotropía planar, Δr , la cual, a su vez, depende de la reducción en frío previa al recocido, como se muestra en la figura 4-19. Los números sobre los vasos corresponden a la reducción en frío, los valores Δr correspondientes a estas reducciones se obtienen a partir de la figura 4-19. La línea de cada vaso indica la dirección de laminación

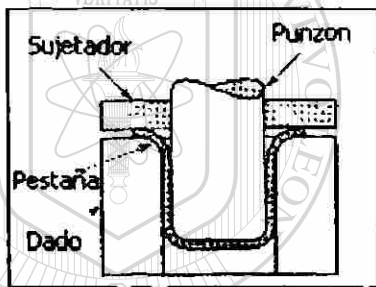


Figura 4-21. Componentes fundamentales del proceso de embutido

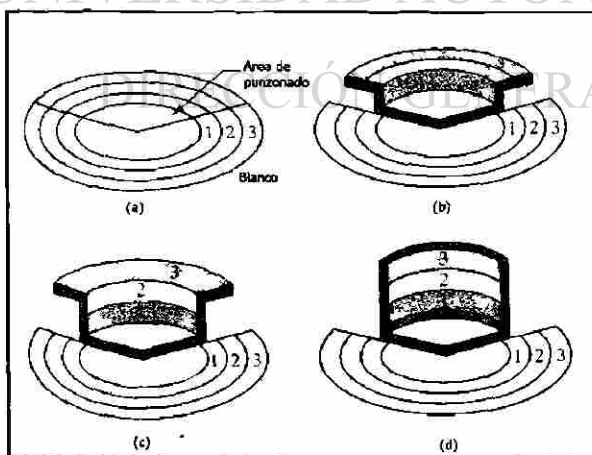


Figura 4-22. Etapas sucesivas del embutido de una hoja lisa para elaborar un vaso

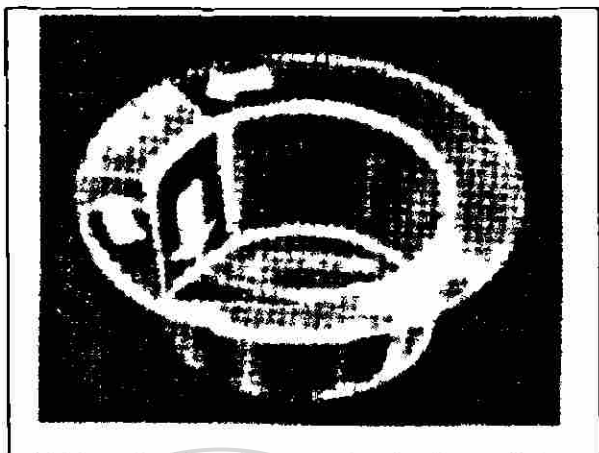


Figura 4-23. Estado de los esfuerzos en el embutido de un vaso; en la pestaña es cortante puro; en la pared es de tensión

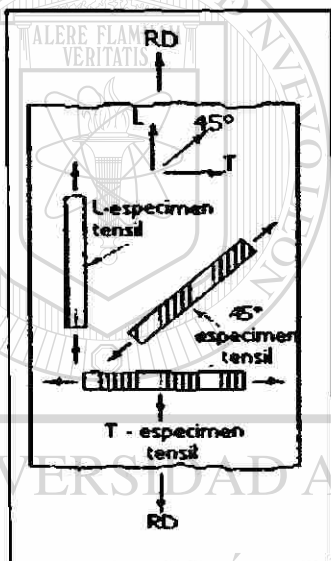


Figura 4-24. Espécimenes de ensayo en las direcciones L, T y a 45° respecto a la dirección de laminación

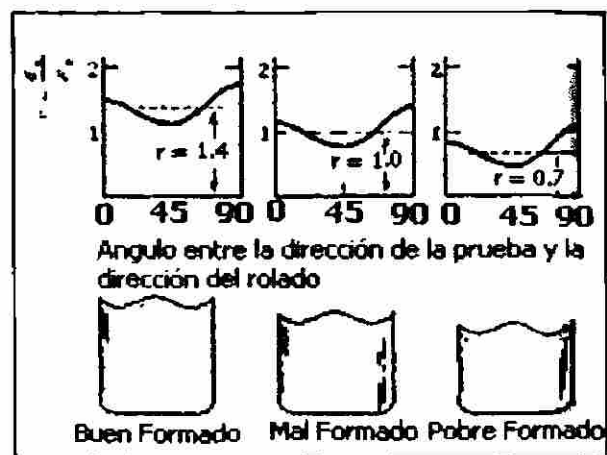


Figura 4-25. Las curvas de la parte superior representan la variación característica de la velocidad de deformación plástica con la dirección de ensayo en la lámina de acero de bajo carbono. La velocidad de deformación media, r , de cada una de las gráficas es un parámetro relacionado con la embutibilidad según el tamaño relativo de los vasos de la parte inferior

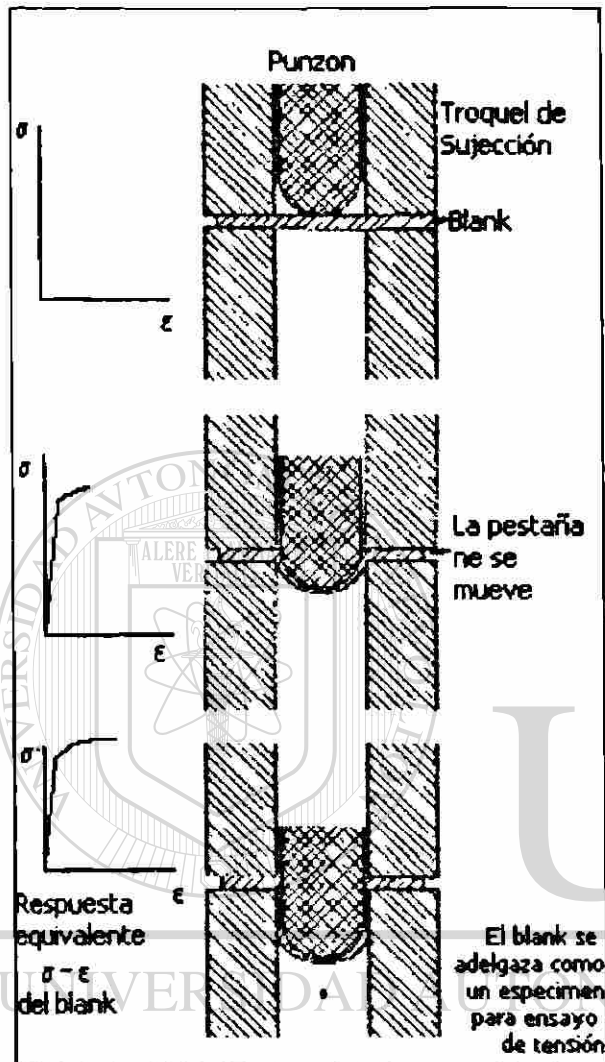


Figura 4-26. (Derecha), Esquema del proceso de estirado, donde se muestra como se estira el blank de manera semejante a lo que ocurre en el ensayo de tensión simple; (izquierda) respuesta conceptual del blank en un ensayo de tensión

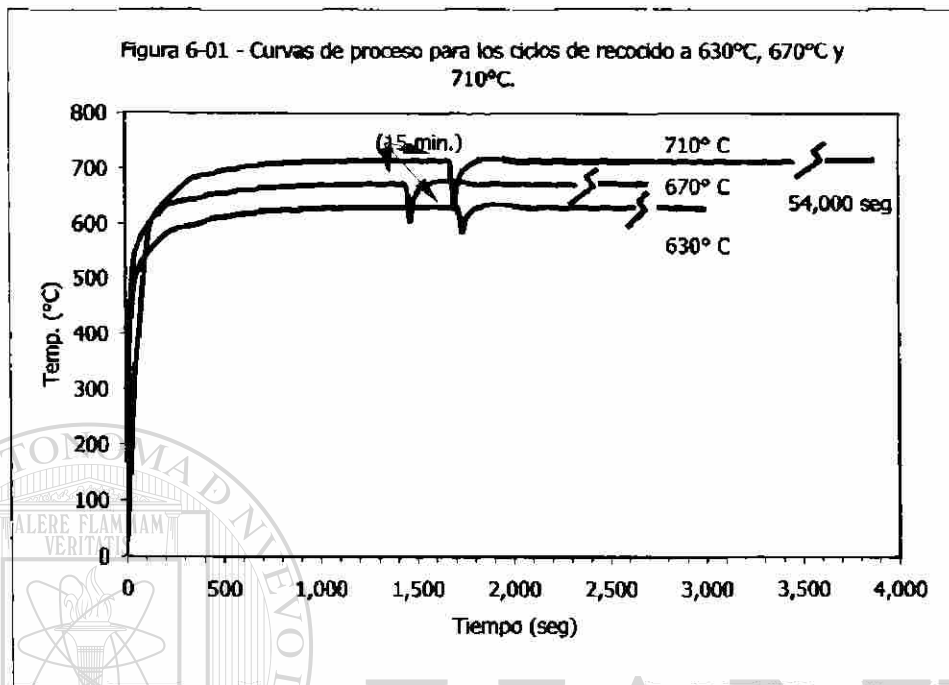
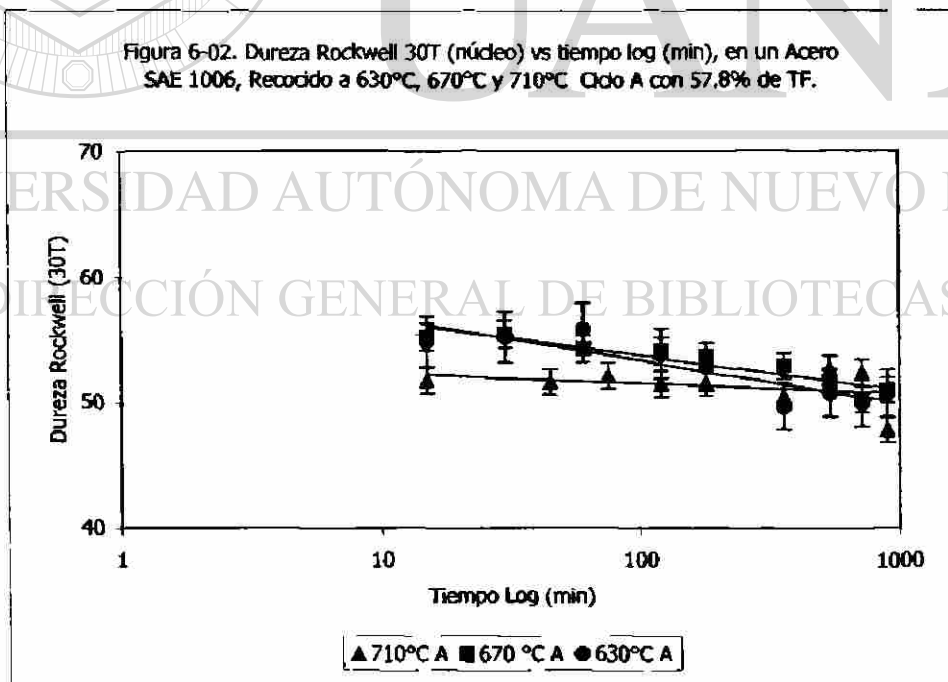
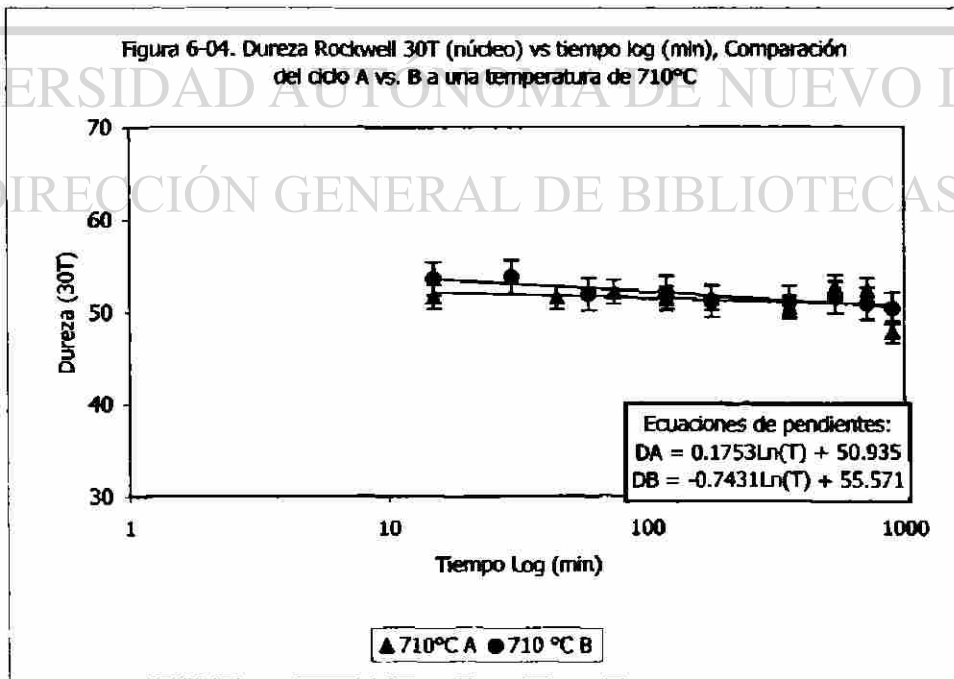
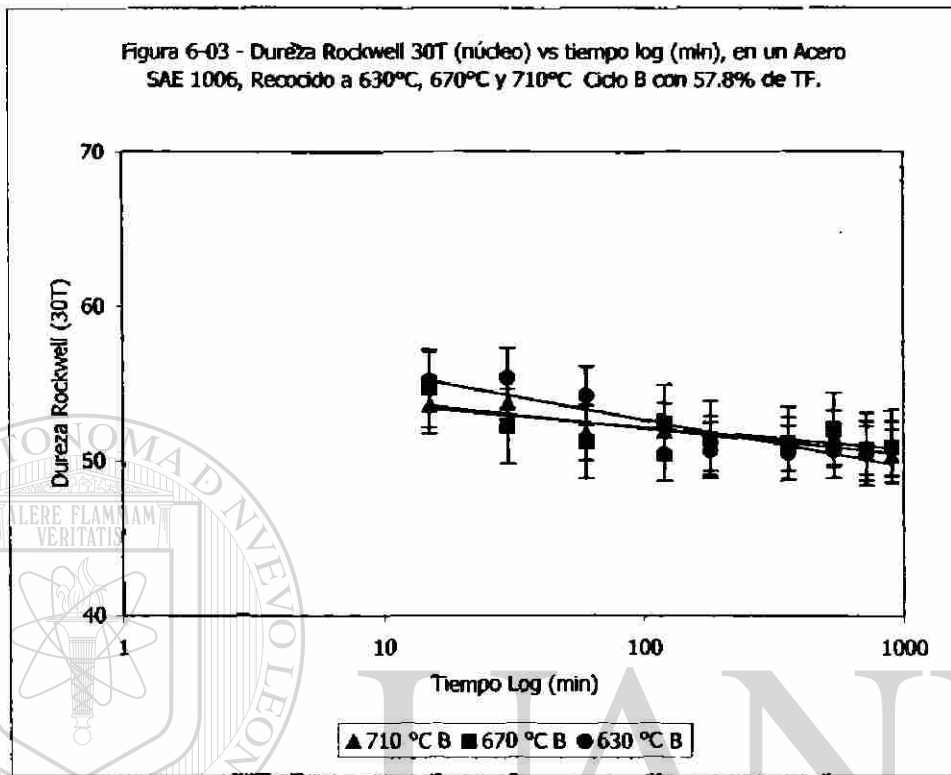


Figura 6-02. Dureza Rockwell 30T (núcleo) vs tiempo log (min), en un Acero SAE 1006, Recocido a 630°C, 670°C y 710°C. Cdo A con 57,8% de TF.





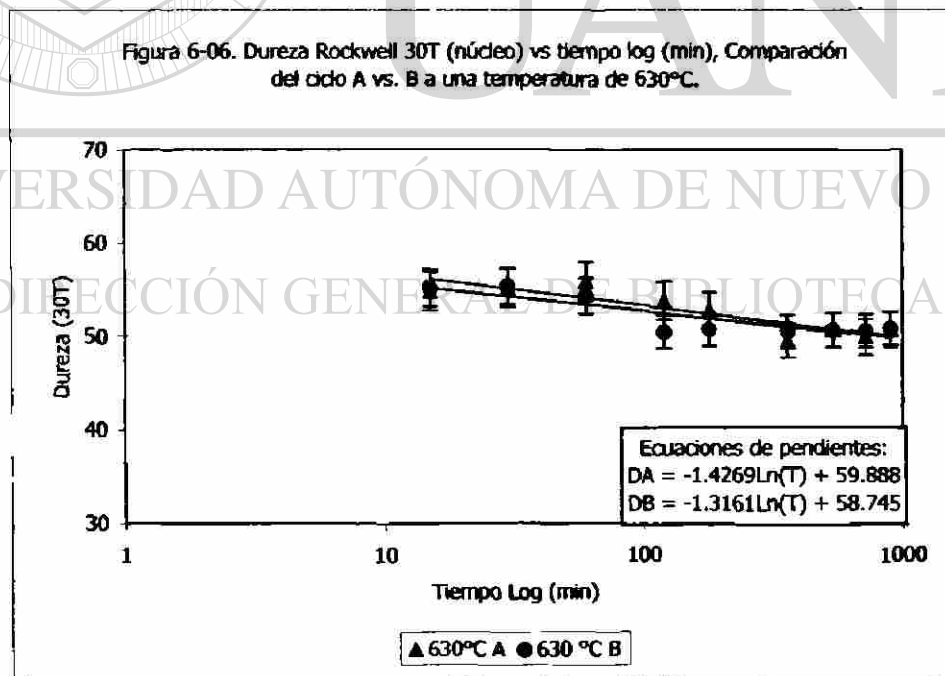
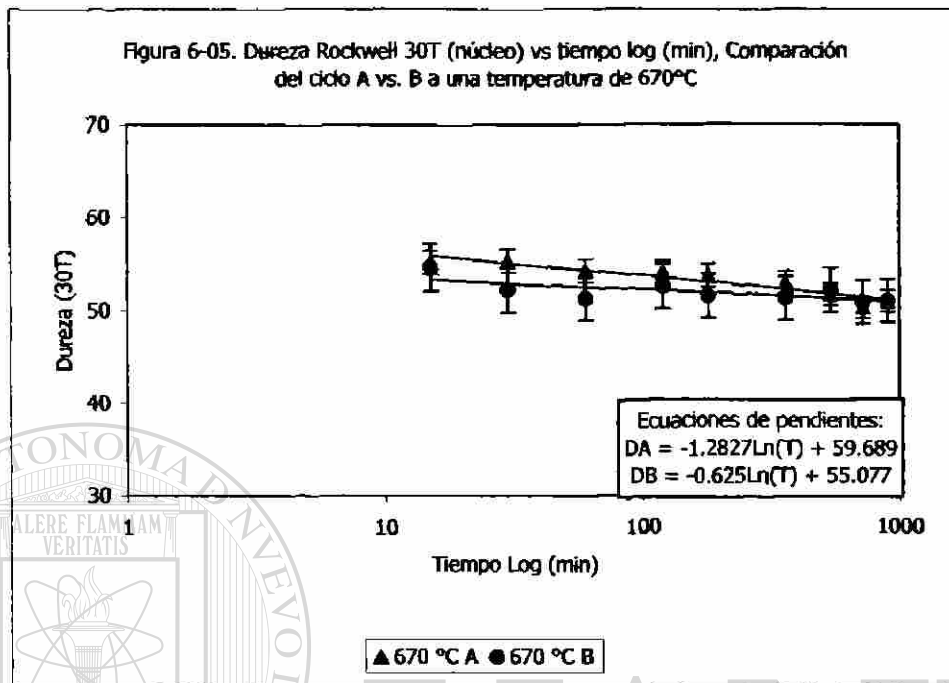


Figura 6-07. Área del grano (mm²) vs tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres rangos de temperatura, Ciclo A.

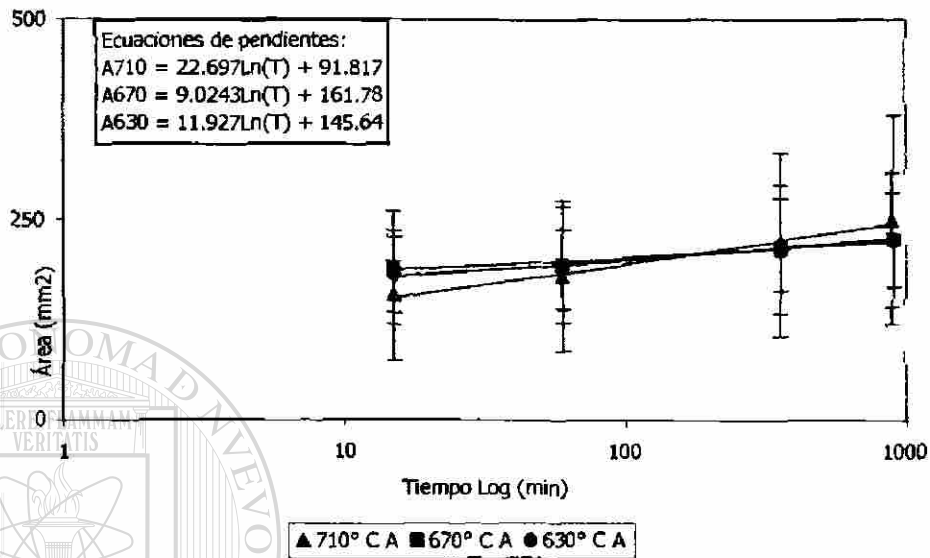


Figura 6-08 - Área del grano (mm²) vs tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres rangos de temperatura, Ciclo B.

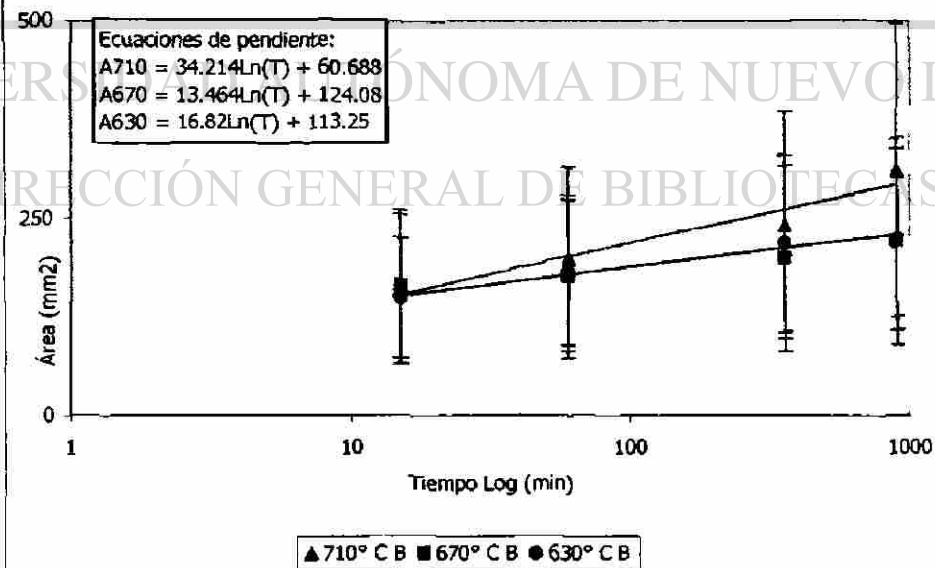


Figura 6-09. Relación de Aspecto vs tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres rangos de temperatura, Ciclo A.

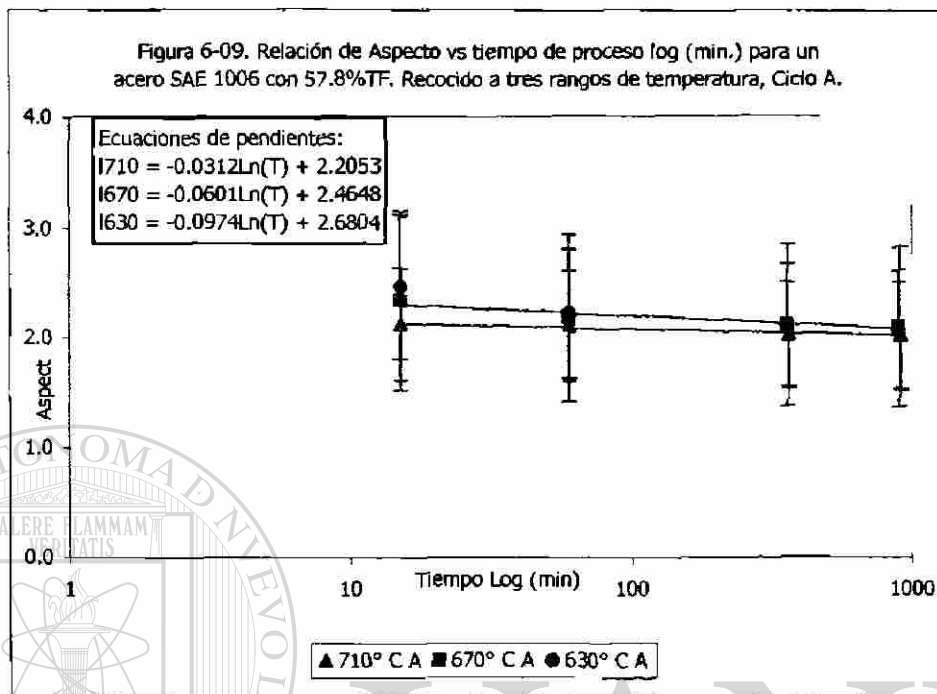
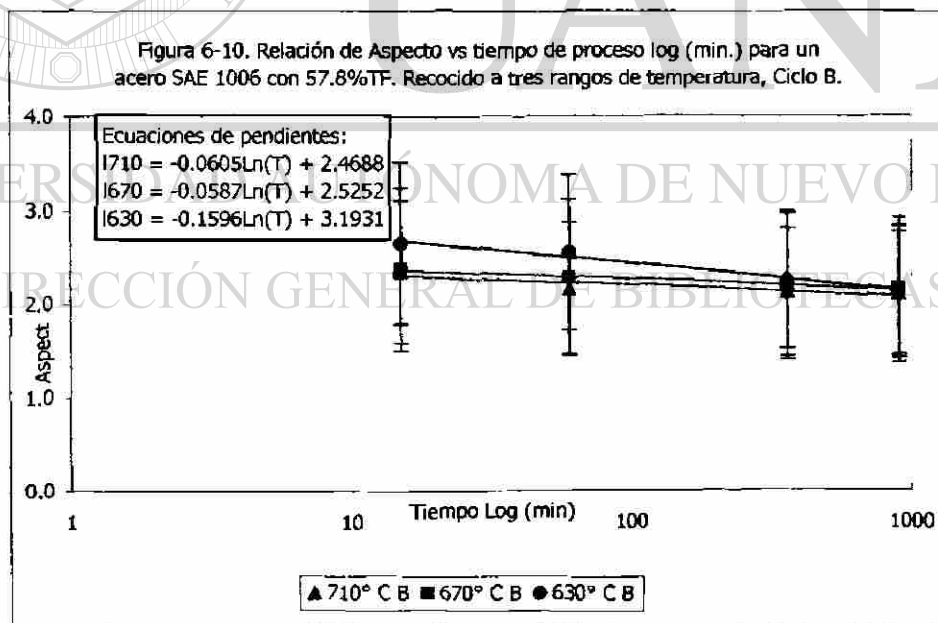
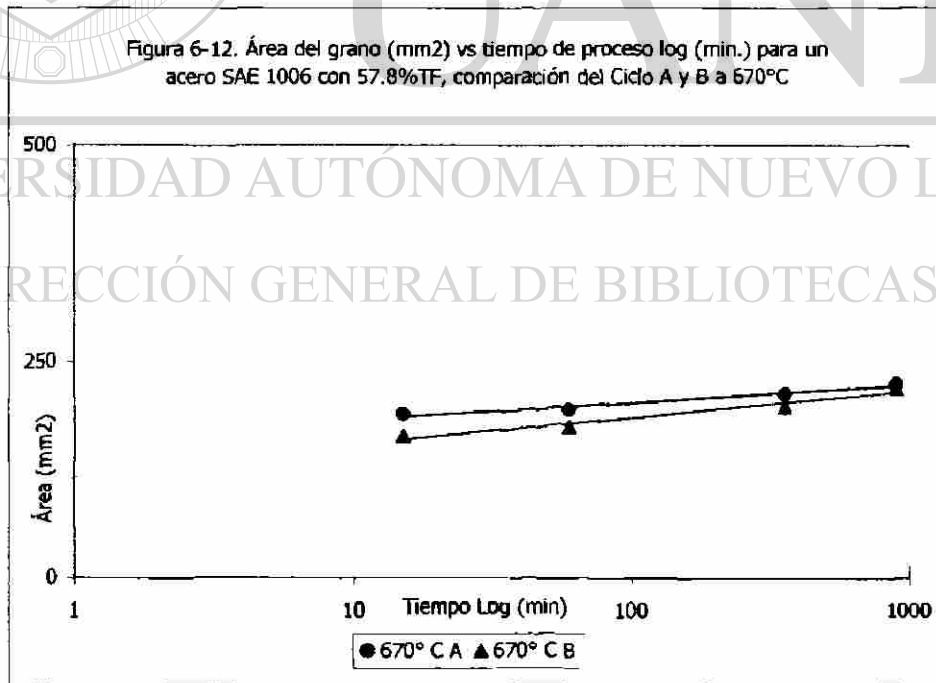
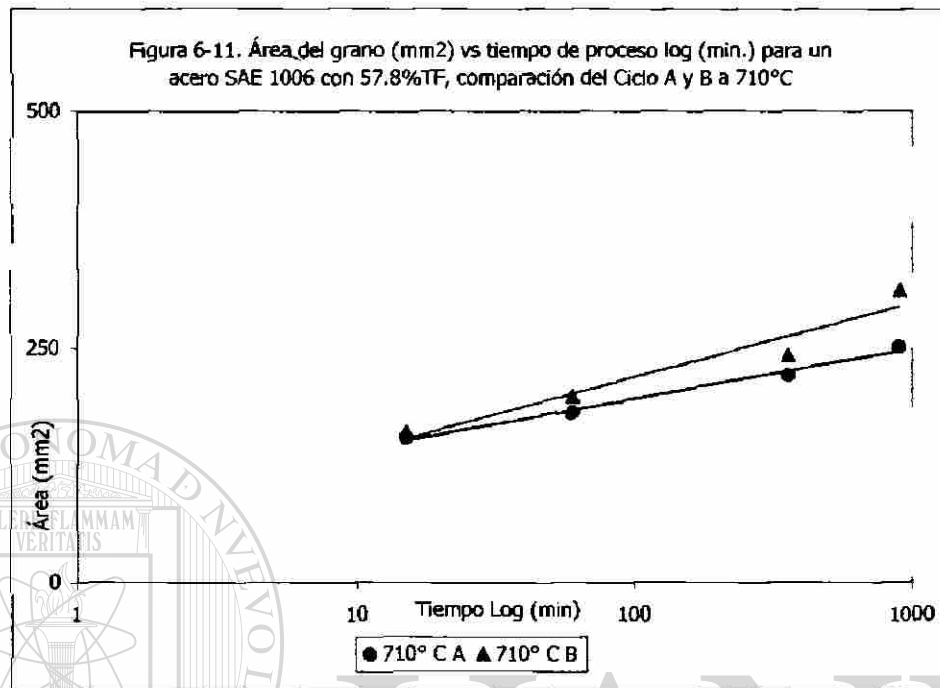
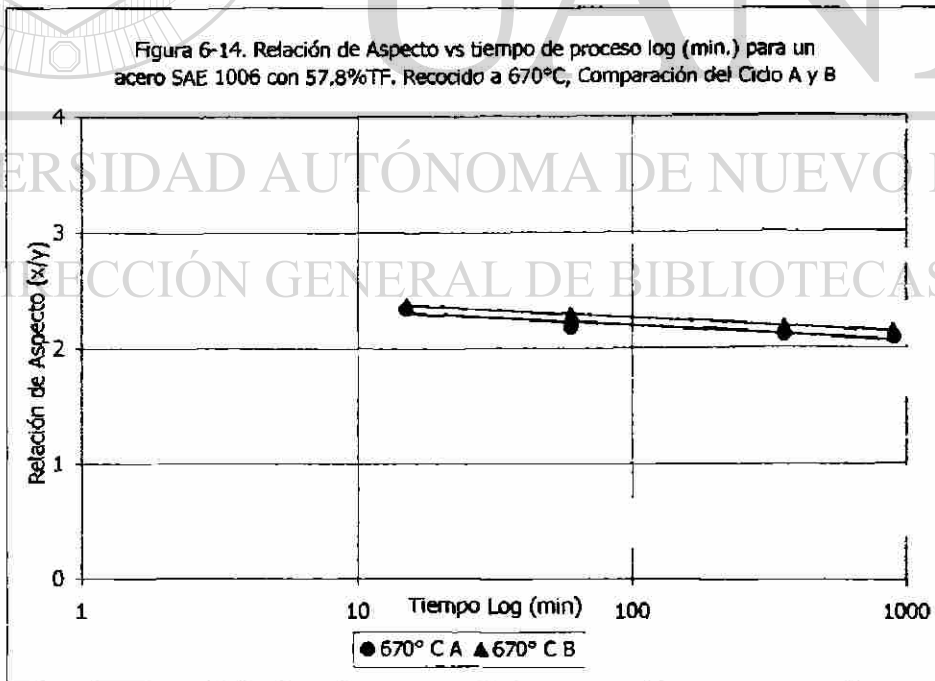
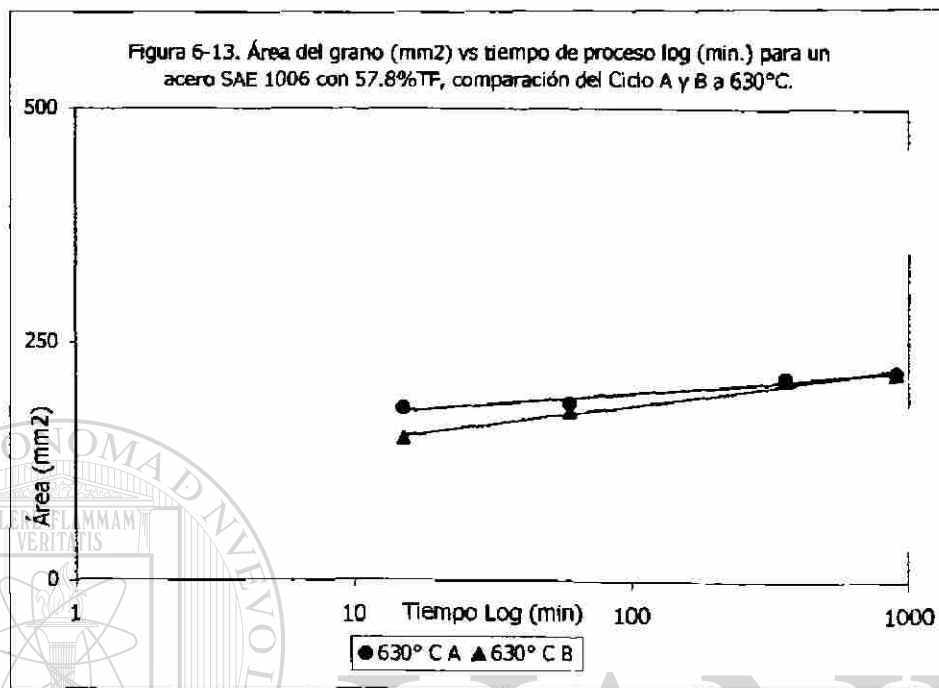
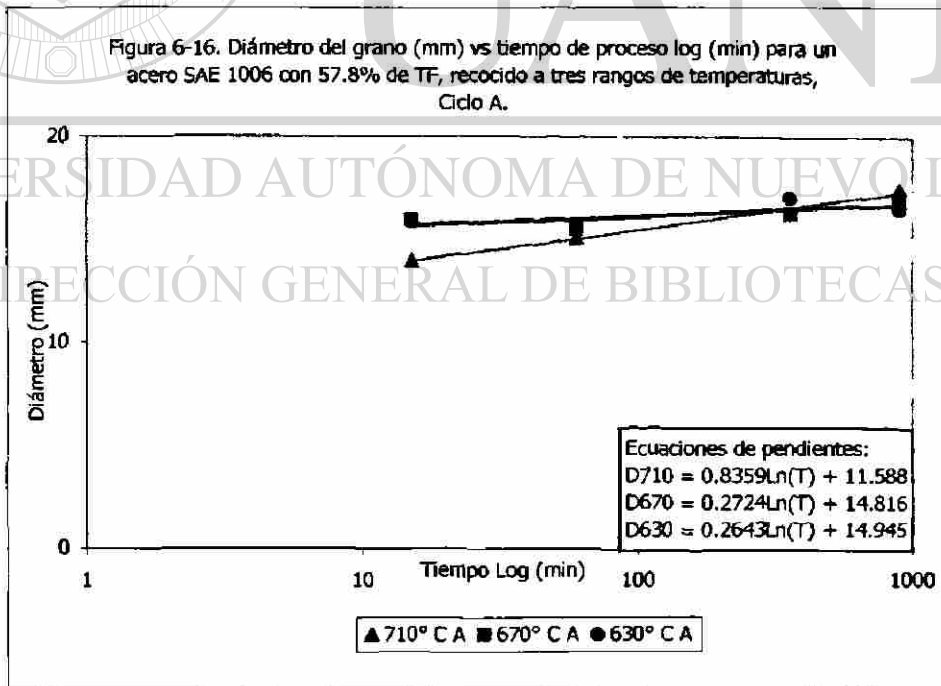
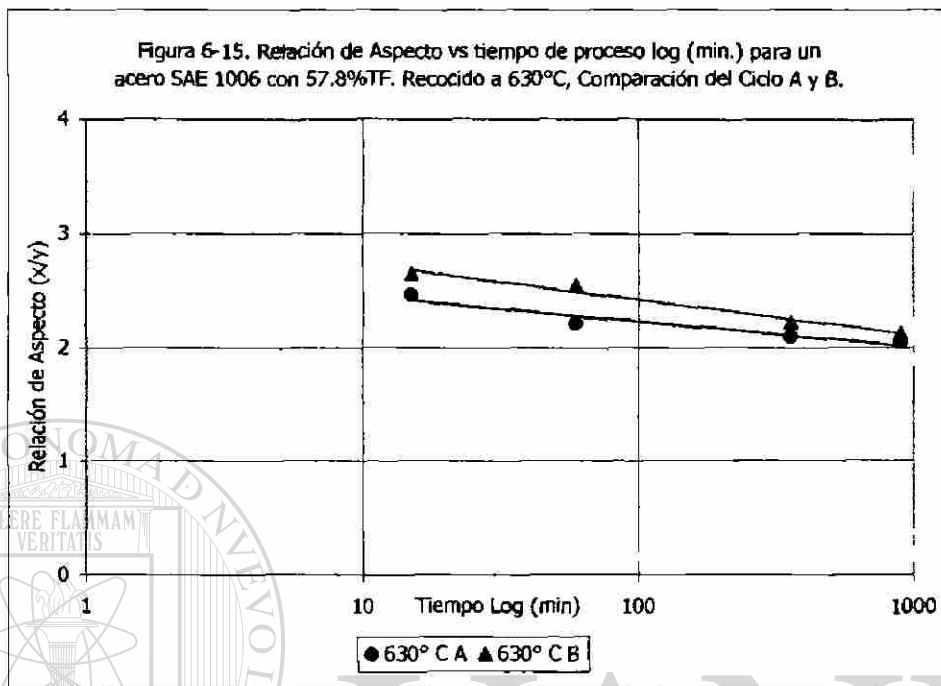


Figura 6-10. Relación de Aspecto vs tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres rangos de temperatura, Ciclo B.









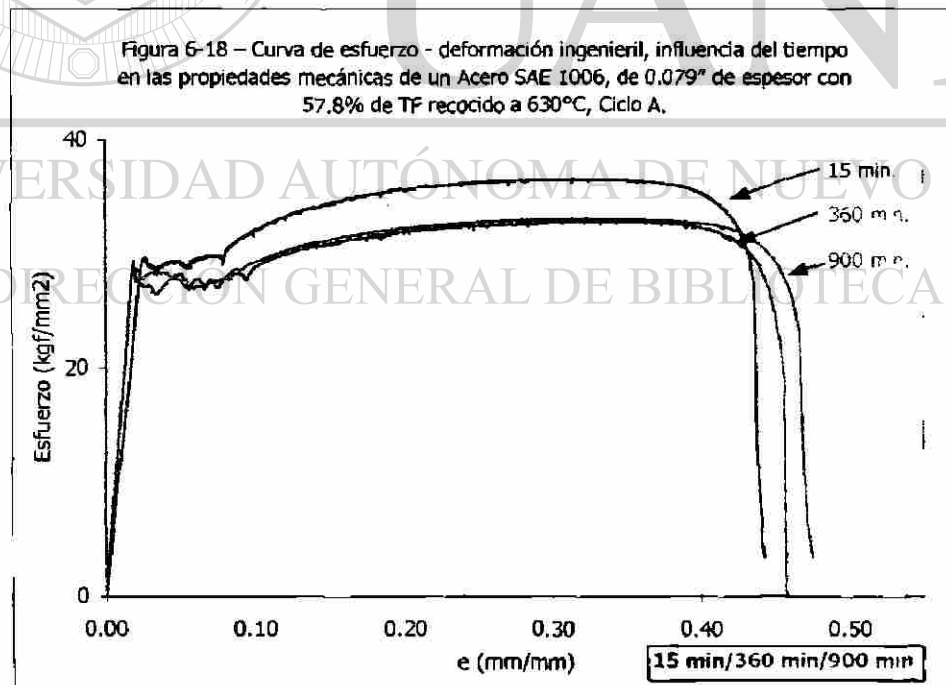
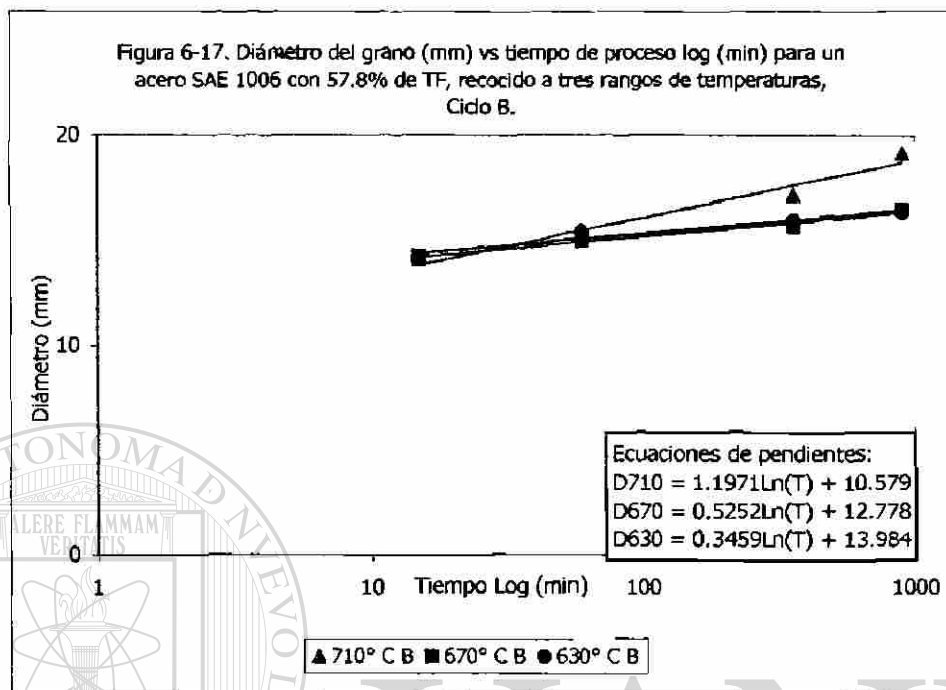


Figura 6-19. Curva de esfuerzo - deformación ingenieril, influencia del tiempo en las propiedades mecánicas de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 670°C, Ciclo A

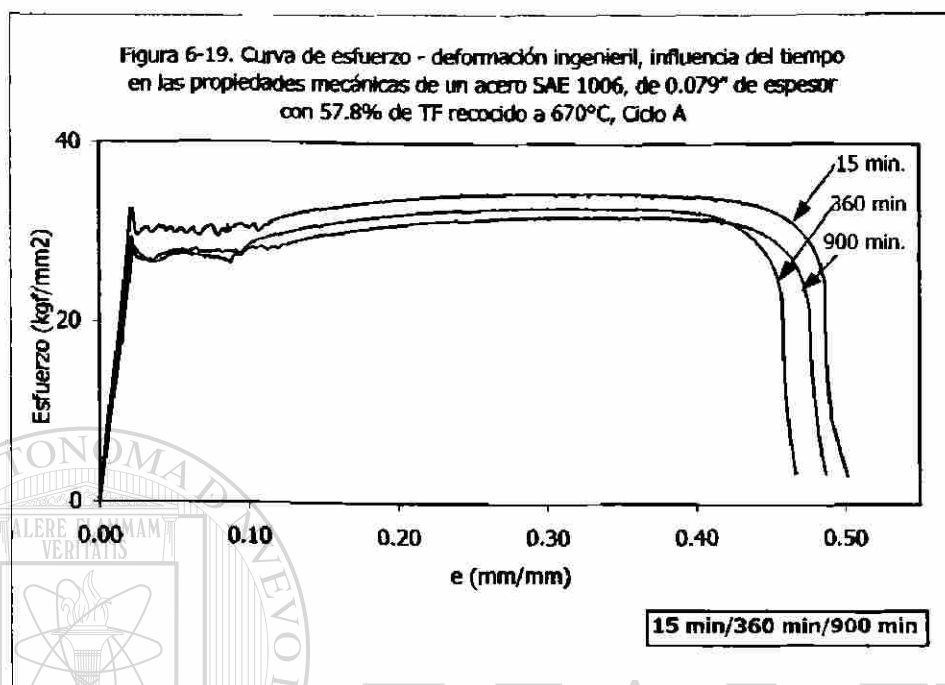


Figura 6-20. Curva de esfuerzo - deformación ingenieril, influencia del tiempo en las propiedades mecánicas de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, Ciclo A

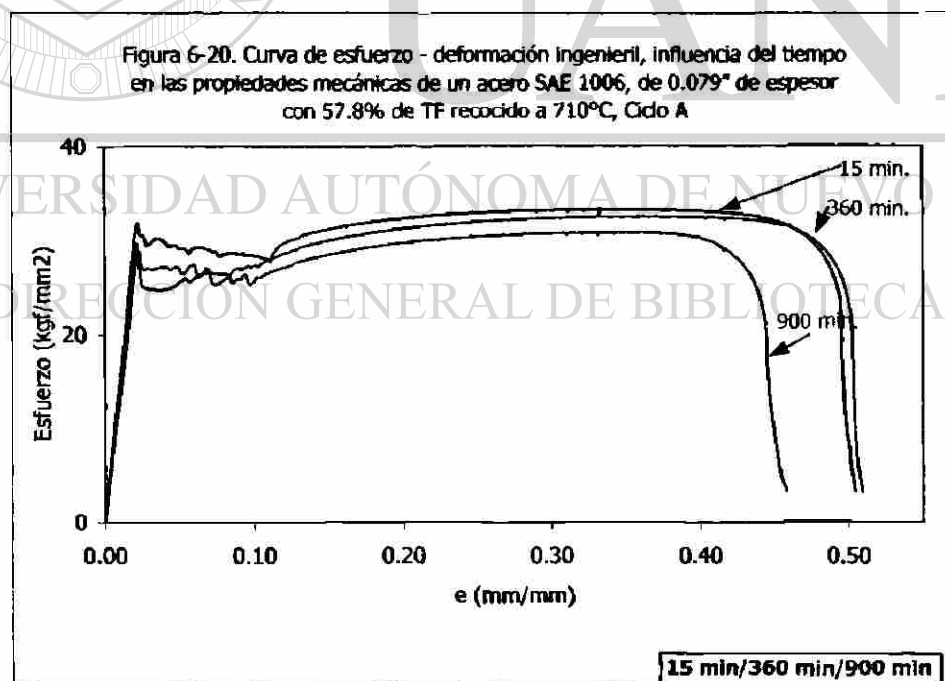


Figura 6-21. Comparativo del esfuerzo de cedencia (0.2%) vs. tiempo de proceso log (min) de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.% de TF recocido a 710°C, 670°C y 630°C.

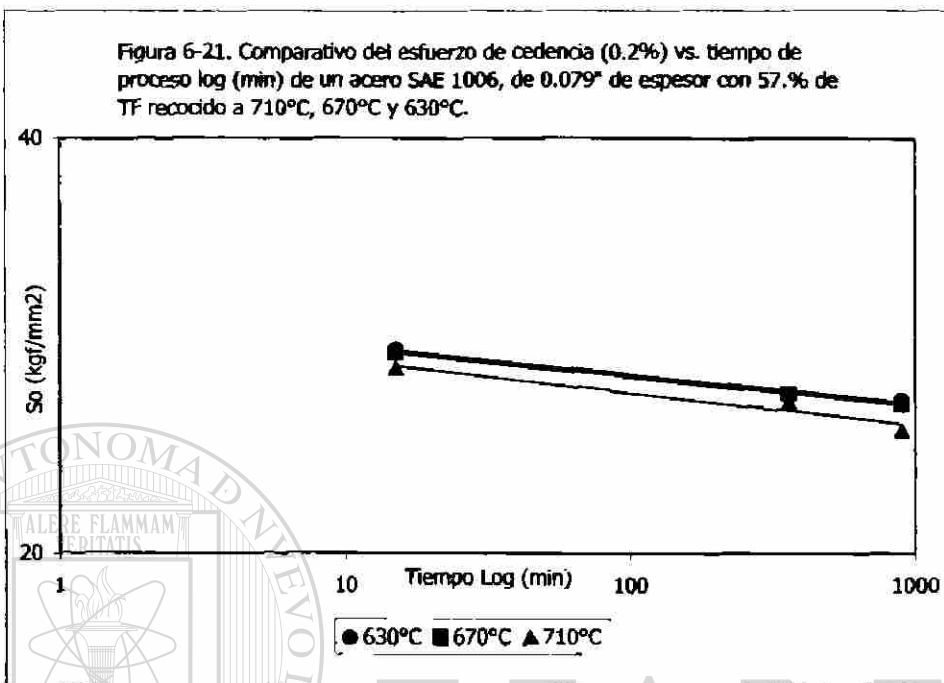
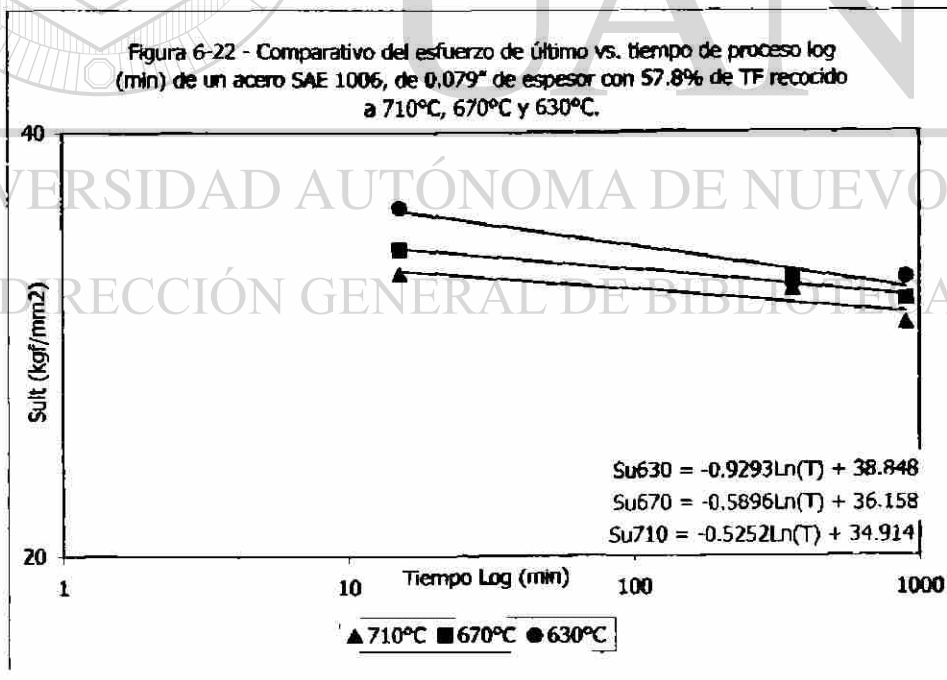
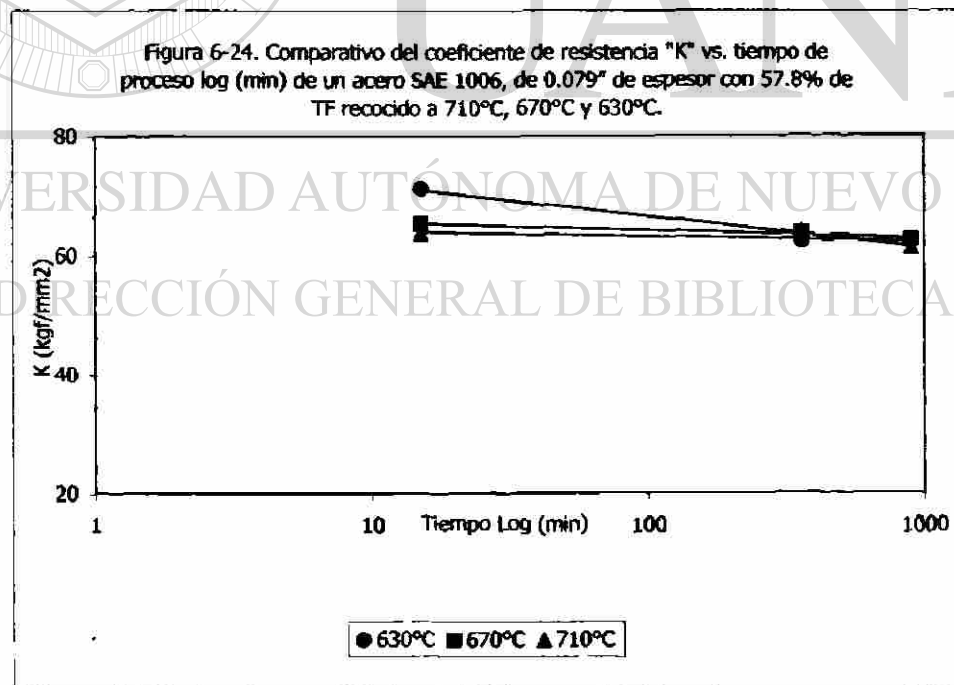
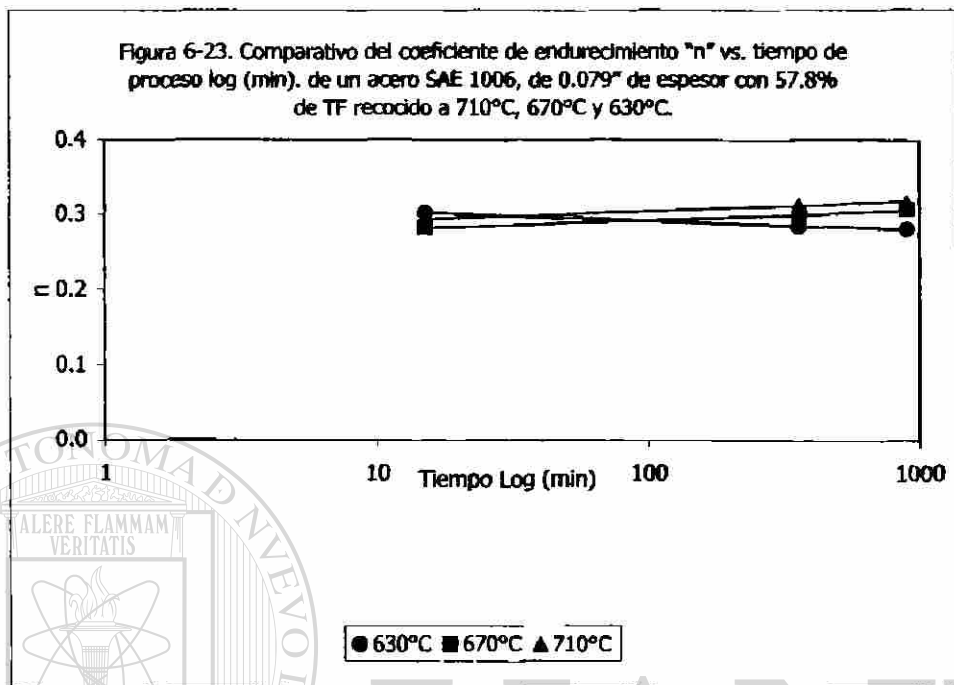
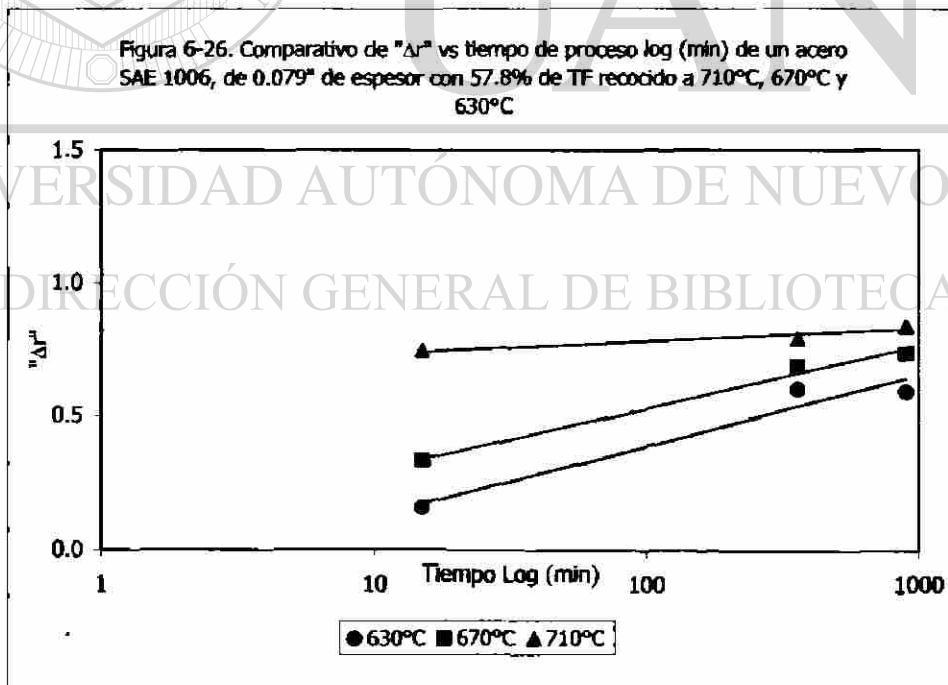
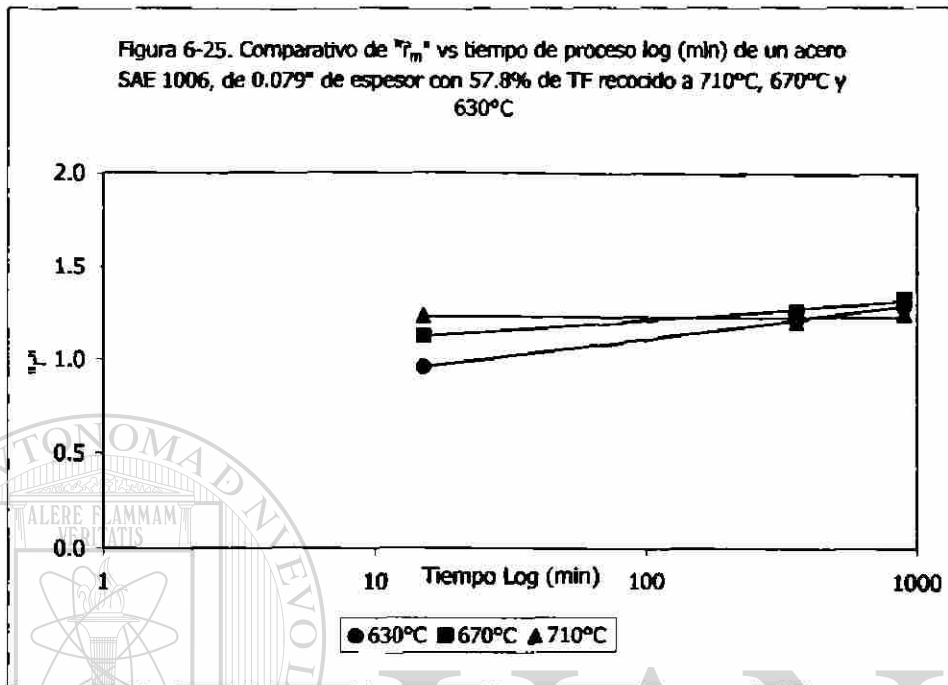
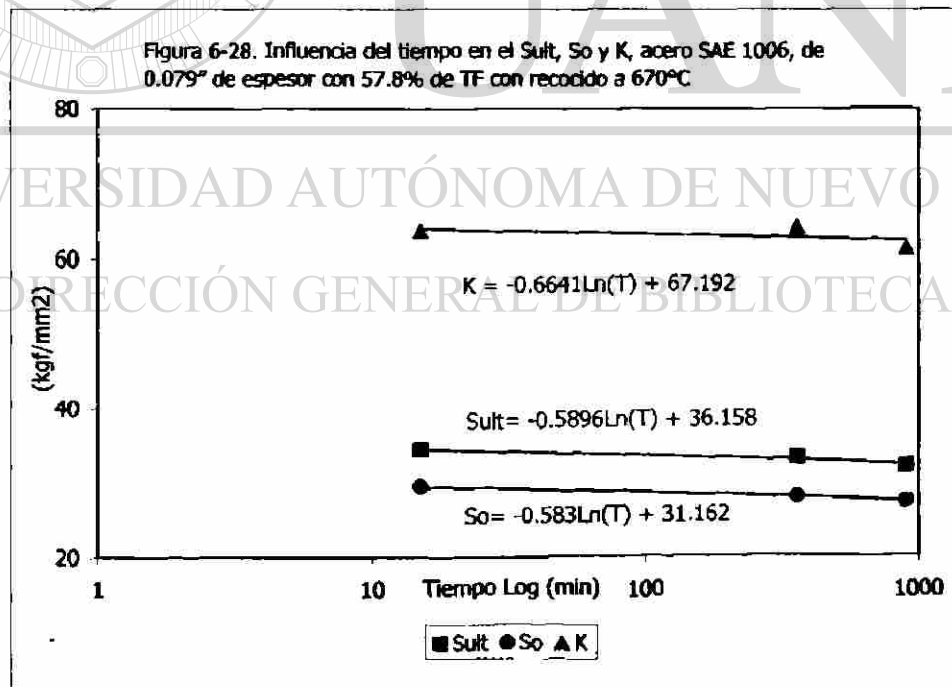
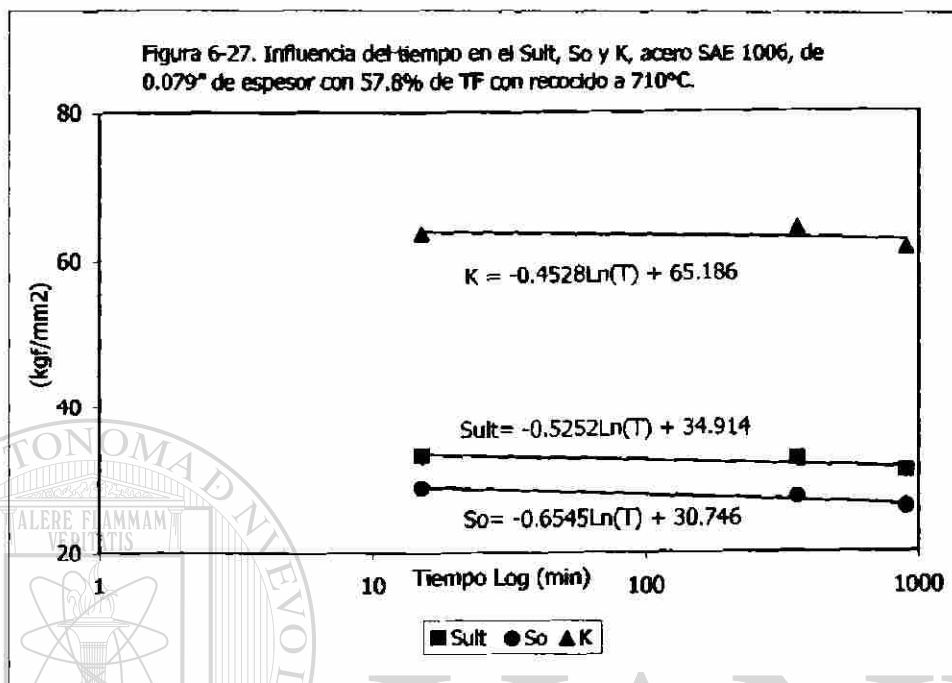


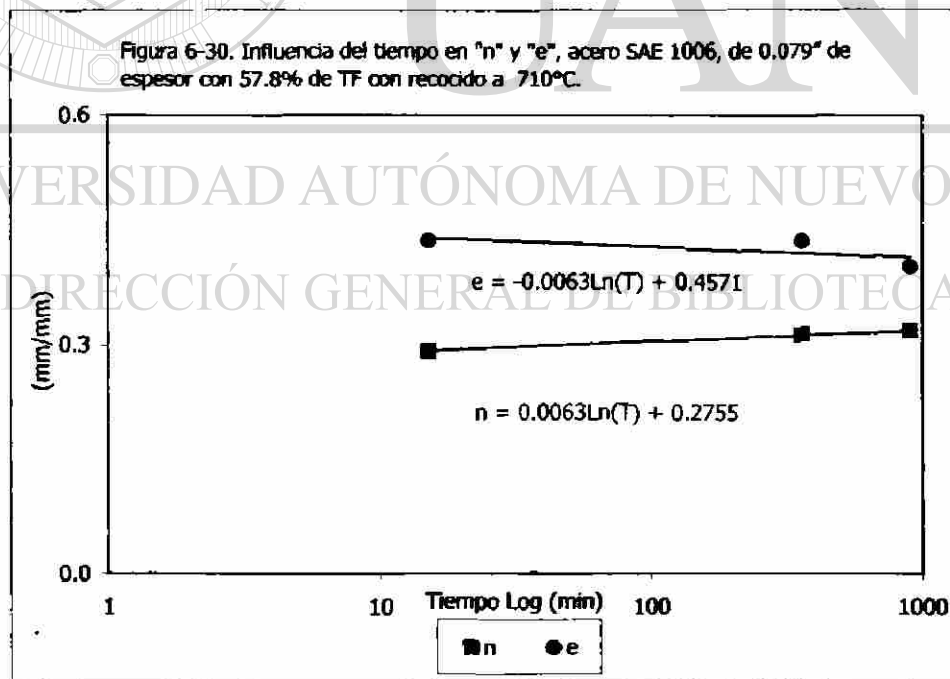
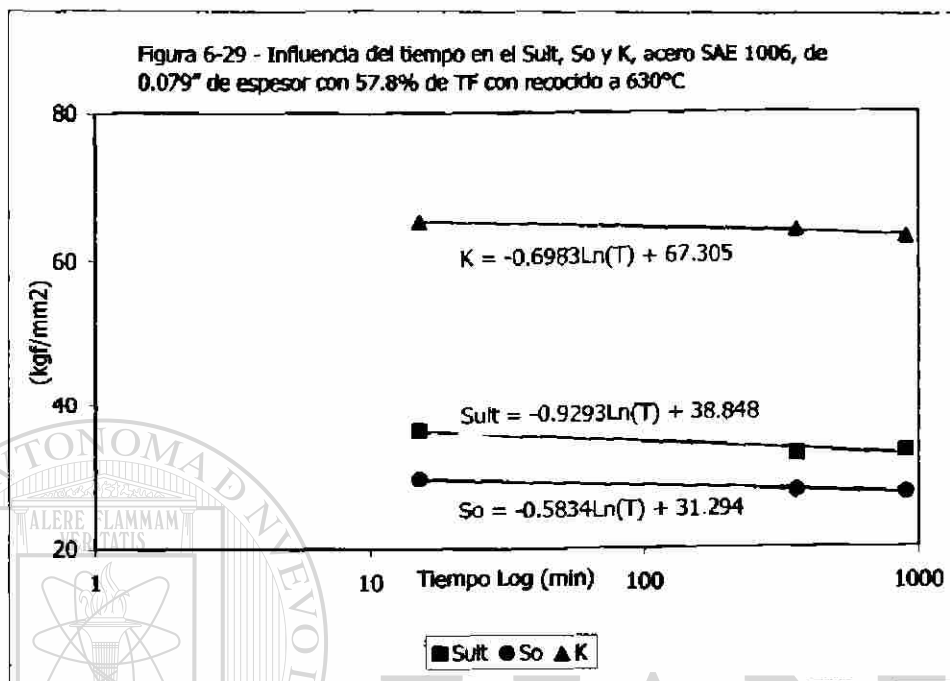
Figura 6-22 - Comparativo del esfuerzo de último vs. tiempo de proceso log (min) de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, 670°C y 630°C.

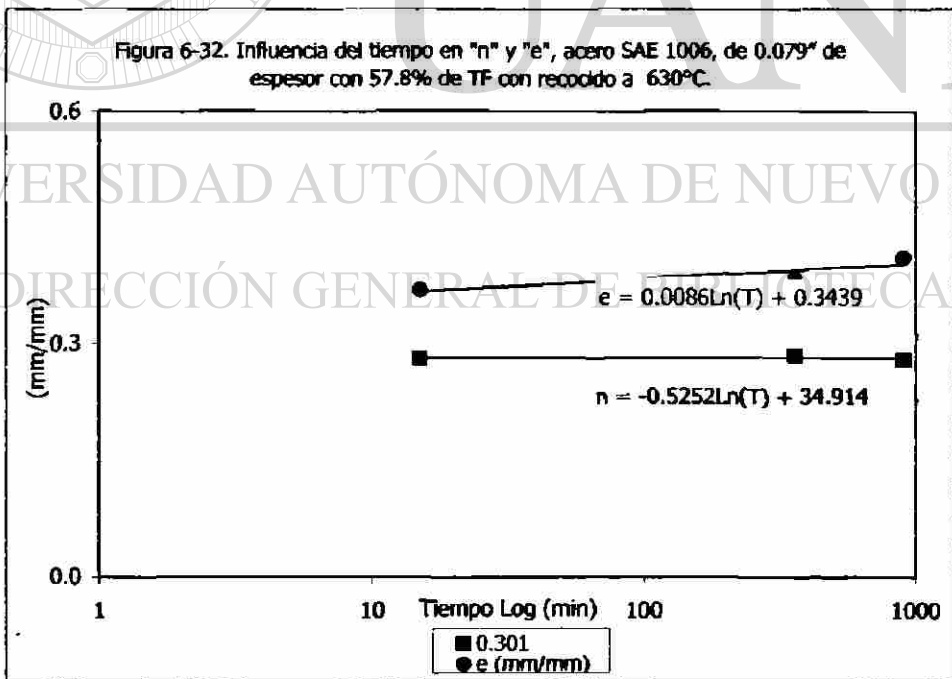
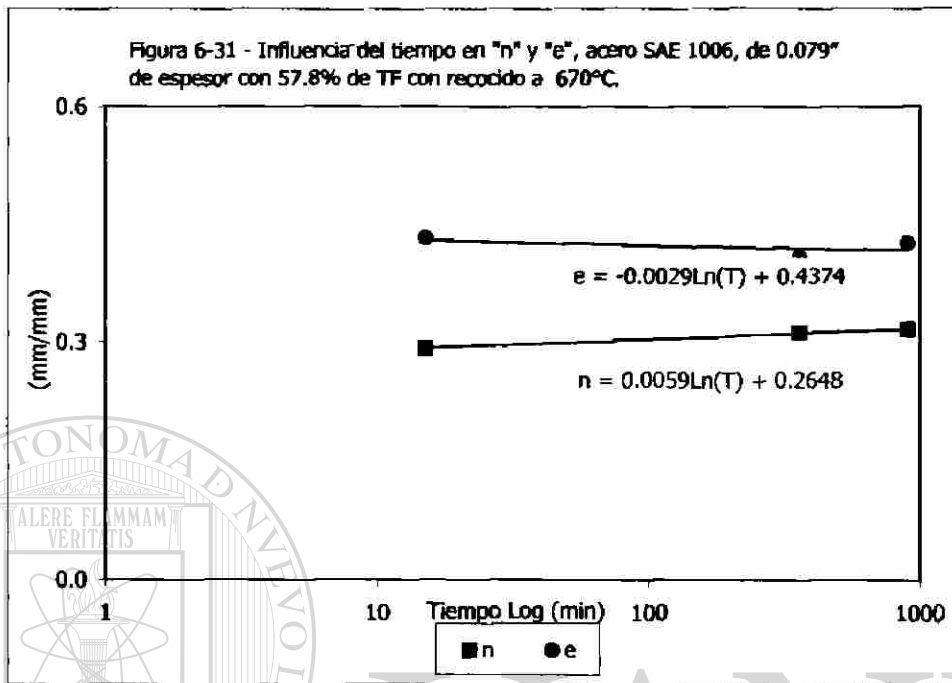


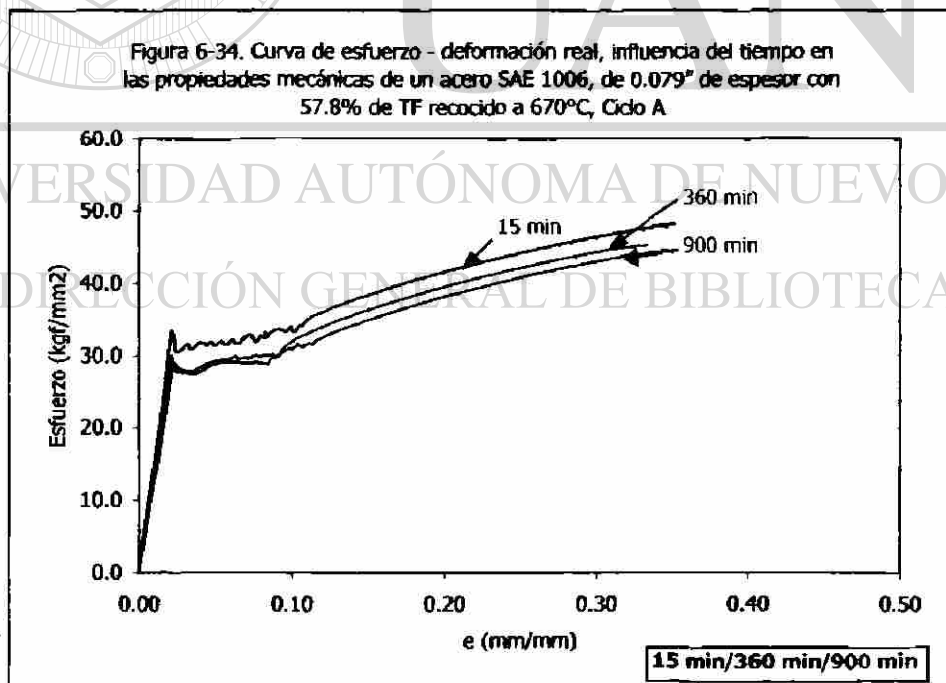
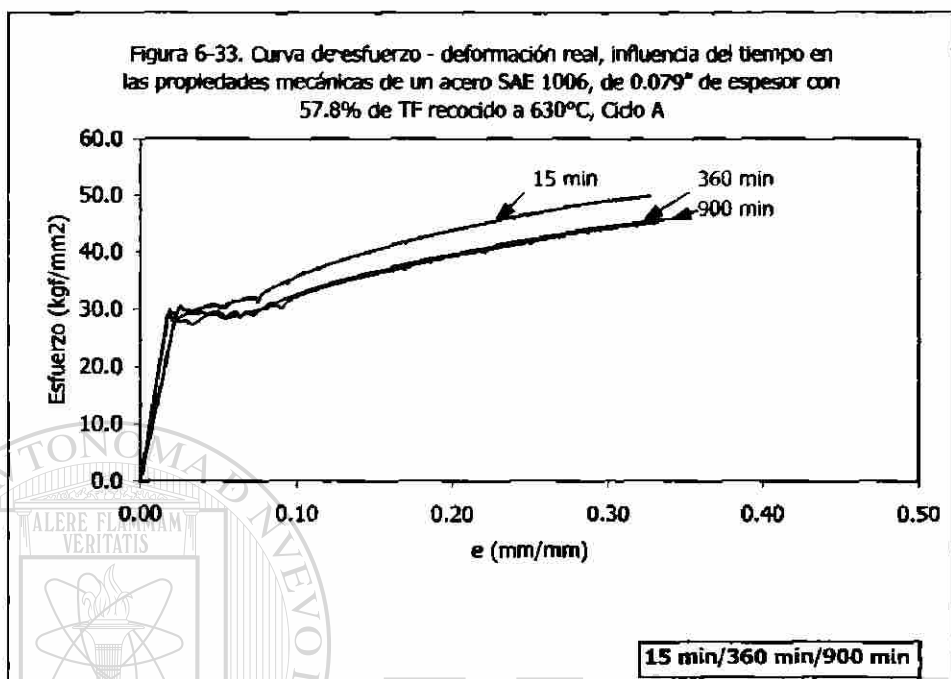


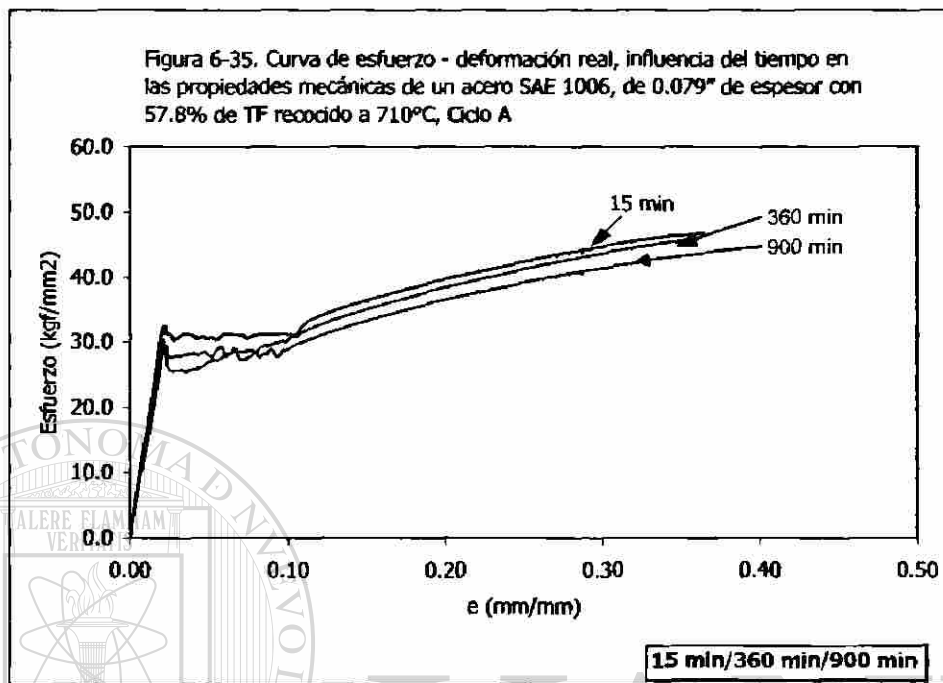












UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

TABLAS

UNS No.	SAE/AISI No.	Límites de Composición Química % C	Límites de Composición Química % Mn	Límites de Composición Química % P, Max	Límites de Composición Química % S, Max
G10050	1005	0.06 Max	0.35 Max	0.030	0.035
G10060	1006	0.08 Max	0.25-0.40	0.030	0.035
G10080	1008	0.10 Max	0.30-0.50	0.030	0.035
G10100	1010	0.08-0.13	0.30-0.60	0.030	0.035
G10120	1012	0.10-0.15	0.30-0.60	0.030	0.035
G10150	1015	0.13-0.18	0.30-0.60	0.030	0.035
G10160	1016	0.13-0.18	0.60-0.90	0.030	0.035
G10170	1017	0.14-0.20	0.30-0.60	0.030	0.035
G10180	1018	0.14-0.20	0.60-0.90	0.030	0.035
G10190	1019	0.14-0.20	0.70-1.00	0.030	0.035
G10200	1020	0.17-0.23	0.30-0.60	0.030	0.035
G10210	1021	0.17-0.23	0.60-0.90	0.030	0.035
G10220	1022	0.17-0.23	0.70-1.00	0.030	0.035
G10230	1023	0.19-0.25	0.30-0.60	0.030	0.035
G10250	1025	0.22-0.28	0.30-0.60	0.030	0.035
G10260	1026	0.22-0.28	0.60-0.90	0.030	0.035
G10300	1030	0.27-0.34	0.60-0.90	0.030	0.035
G10330	1033	0.29-0.36	0.70-1.00	0.030	0.035
G10350	1035	0.31-0.38	0.60-0.90	0.030	0.035
G10370	1037	0.31-0.38	0.70-1.00	0.030	0.035
G10380	1038	0.34-0.42	0.60-0.90	0.030	0.035
G10390	1039	0.36-0.44	0.70-1.00	0.030	0.035
G10400	1040	0.36-0.44	0.60-0.90	0.030	0.035
G10420	1042	0.39-0.47	0.60-0.90	0.030	0.035
G10430	1043	0.39-0.47	0.70-1.00	0.030	0.035
G10450	1045	0.42-0.50	0.60-0.90	0.030	0.035
G10460	1046	0.42-0.50	0.70-1.00	0.030	0.035
G10490	1049	0.45-0.53	0.60-0.90	0.030	0.035
G10500	1050	0.47-0.55	0.60-0.90	0.030	0.035
G10550	1055	0.52-0.60	0.60-0.90	0.030	0.035
G10600	1060	0.55-0.66	0.60-0.90	0.030	0.035
G10650	1065	0.59-0.70	0.60-0.90	0.030	0.035
G10700	1070	0.65-0.76	0.60-0.90	0.030	0.035
G10740	1074	0.69-0.80	0.50-0.80	0.030	0.035
G10750	1075	0.69-0.80	0.40-0.70	0.030	0.035
G10780	1078	0.72-0.86	0.30-0.60	0.030	0.035
G10800	1080	0.74-0.88	0.60-0.90	0.030	0.035
G10840	1084	0.80-0.94	0.60-0.90	0.030	0.035
G10850	1085	0.80-0.94	0.70-1.00	0.030	0.035
G10860	1086	0.80-0.94	0.30-0.50	0.030	0.035
G10900	1090	0.84-0.98	0.60-0.90	0.030	0.035
G10950	1095	0.90-1.04	0.30-0.50	0.030	0.035

Nota. Silicio. Donde el silicio sea requerido, los siguientes rangos y límites son comúnmente usados: arriba del acero 1025 Incluye 0.10Max, 0.10-0.25 o 0.15-0.35 sobre 1025 0.10-0.25 o 0.15-0.35 elementos adicionales

Tabla 2.02. Especificación A109 de la ASTM. Propiedades mecánicas de flejes de acero de bajo carbono laminados en frío

Estado	Dureza HRB requerida	Requisitos del ensayo de flexión	Esf. De fluencia aprox.		Elongación en 50 mm o 2 plg. % (d)
			Mpa	Ksi	
Num.1 (duro)	90 min (a) 84 min (b)	Sin flexión en ninguna dirección	550-690	80-100	No sé específica
Num.2 (semiduro)	70-85	Flexión de 90° a través de la dirección de laminación en torno a un radio de 1e ©	380-250	55-75	4 - 16
Num.3 (25% duro)	60-75	Flexión de 180° a través de la dirección, de laminación y flexión de 90° a lo largo de la dirección de laminación, ambas en torno a un radio de 1 e©	310-450	45-65	13-27
Num.4 (laminado superficial)	65 max	Flexión total sobre sí mismo en cualquier dirección	290-370	42-54	24-40
Num.5 (muy blando)	55 max	Flexión total sobre sí mismo en cualquier dirección	260-340	38-50	31-47

Notas: (a) para un fleje de menos de 1.78mm (0.070 plg.) de espesor; (b) para un fleje de 1.78mm (0.070 plg) de espesor o más; © e=espesor del fleje; (d) para un fleje de 1.27mm (0.050 plg).

Tabla 3-01. Clasificación de productos por tamaño del plano del acero al carbón rolando en frío.

Ancho (plg)	Espesor, (plg)		
	≥ 0.250	0.2499 a 0.0142	≤ 0.0141
a 12, incluyéndolo	Barra	Cinta	Cinta
2 a 12, incluyéndolo	Barra	Lamina	Cinta
arriba de 12 a 2315/16, incluyéndolo	Cinta	Cinta	Cinta
mayor de 12 a 2315/16, incluyéndolo	Lamina	Lamina	Placa negra
arriba de 2315/16	Lamina	lamina	Placa negra

Tabla 4-01- Texturas de deformación y de recocido de diferentes estructuras cristalinas metálicas.

Estructuras Cristalinas	Texturas de deformación / laminación	Texturas de recocido/recristalización
BCC - chapa de acero	{100} <110> componente principal {112} <110> y {111} <110> también están presentes	{111} <110> componente dominante {332} y {211} también están presentes menos {100}
FCC - chapa de aluminio	{110} <112>, {112} <111> y {123} <112>	{100} <100> y {123} <112>
HCP - chapa de titanio	{0001} <1 0 1 0>	{0001} <1 0 10>

Tabla 4-02, Valores para n y K para metales a temperatura ambiente

Metal	Condición	n	K, (Mpa)	Ref.
Acero de 0.05%C	Recocido	0.26	530	†
Acero SAE 4340	Recocido	0.15	640	†
Acero de 0.6%C	Temple y enfriamiento a 540°C	0.10	1,570	‡
Acero de 0.6%C	Temple y enfriamiento a 705°C	0.19	1,230	‡
Cobre	Recocido	0.54	320	†
latón	Recocido	0.49	900	‡

† J.R. Low and F. Garofalo, Proc. Soc. Exp. Stress Anal. vol 4, no.2, pp. 16-25, 1947

‡ J.R. Low "Properties of Metals in Materials Engineering," American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1949

Tabla 6-01- Resultados de pruebas mecánicas y anisotropía del acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF y 16% de TF con recocido a 630°C, actual proceso de operación

Proceso	No. laminación	l ₀ (mm)	w ₀ (mm)	l ₀ (mm)	A ₀ (mm ²)	l _r (mm)	P _{max} (kgs)	S _{out} (kgf/mm ²)	S _{ult} (kgf/mm ²)	e (mm/mm)	σ _{UT} (kgf/mm ²)	ε (mm/mm)
SR (Duro) 57.8% de TF	1	2.000	12.900	50.80	25.80	52.80	1,848	N.E	71.63	0.0394	74.45	0.0386
	2	2.047	12.903	50.80	26.42	52.86	1,935	N.E	73.25	0.0405	76.22	0.0397
	3	2.032	12.827	50.80	26.06	52.73	2,125	N.E	81.53	0.0380	84.63	0.0373
CR X 18hrs con 57.8% de TF	1	2.005	12.95	50.80	25.97	71.91	825	20.21	31.76	0.4155	44.96	0.3475

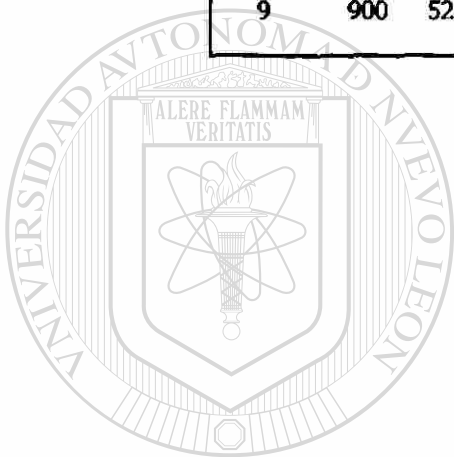
Proceso	No laminación	w _r (mm)	t ₀ (mm)	w ₀ (mm)	l ₀ (mm)	A ₀ (mm ²)	l _r (mm)	P _{JS}	f _{th}	Δf
CR X 18hrs con 57.8% de TF	1	12.27	2.002	12.95	50.80	25.93	54.48	3.37	1.56	1.07
	2	12.48	1.994	12.95	50.80	25.82	55.15	0.82		
	3	12.57	2.001	12.94	50.80	25.89	53.79	1.03		

N.E: No exhiben zona de cedencia material duro (full hard), 0°: en sentido de laminación, 45°: a 45° del sentido de laminación, 90°: a 90° del sentido de laminación, SR: Material Sin Recocido (duro), CR: material con recocido a 630°C, %TF: % de trabajo en frío o reducción en frío.

Tabla 6-02. Resultados del análisis químico del acero rolando en frío sin recocido de 0.079" de espesor con 57.8% de TF

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cu	%Mo	%Ni	%Cr
0.034	0.0041	0.191	0.011	0.0094	0.016	0.0068	0.023	0.028
%Nb	%Sn	%Ti	%V	%Al	%N			
0.000	0.0006	0.0000	0.0009	0.0440	0.0043			

630 °C B								
No.	TIEMPO (MIN)	DUREZA (HR 30T)				HR 30T (PROM)	Desv Std	% Error
CR	1	74.50	79.00	78.00	77.50	77.25	1.936	2.5
0	2	57.00	58.00	58.00	61.00	58.50	1.732	3.0
1	15	55.00	54.20	55.70	55.70	55.15	0.714	1.3
2	30	57.00	56.50	55.30	52.70	55.38	1.921	3.5
3	60	55.50	54.50	54.00	53.00	54.25	1.041	1.9
4	120	50.00	50.50	50.50	51.00	50.50	0.408	0.8
5	180	51.70	49.50	51.00	50.70	50.73	0.918	1.8
6	360	51.70	49.00	51.70	49.70	50.53	1.387	2.7
7	540	51.00	51.20	50.50	50.00	50.68	0.538	1.1
8	720	51.00	50.20	50.30	50.50	50.50	0.356	0.7
9	900	52.00	49.70	50.00	51.50	50.80	1.122	2.2
								3.5



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Tabla 6-04. Resultados del análisis metalográfico de un acero SAE 1006, con 57.8% de TF, recocido en tres rangos de temperatura (630°C, 670°C y 710°C) y con el ciclo A y B.

Temperatura de operación	Mta	Hora de Muestreo del proceso	Tiempo (min)	Área (μm^2)	G (E112, Tabla 4)	Relación Aspecto	Diam. eje max. (μm)	Diam. eje min. (μm)	Diam. eje medio (μm)
710° CA	1	0.25 hrs.	15	154.59	9.7	2.12	20.37	8.47	13.91
	3	1 hrs.	60	180.30	9.4	2.10	21.98	9.49	15.08
	6	6 hrs.	360	219.54	9.2	2.01	23.59	10.51	16.24
	9	15 hrs.	900	250.76	9.0	2.00	25.74	11.21	17.48
670° CA	1	0.25 hrs.	15	189.34	9.4	2.34	24.35	9.12	15.87
	3	1 hrs.	60	194.54	9.3	2.17	23.02	9.32	15.52
	6	6 hrs.	360	213.36	9.3	2.10	24.11	9.97	16.23
	9	15 hrs.	900	225.79	9.2	2.08	24.62	10.58	16.95
630° CA	1	0.25 hrs.	15	180.55	9.5	2.46	24.74	9.09	15.80
	3	1 hrs.	60	189.20	9.4	2.21	23.74	9.39	15.65
	6	6 hrs.	360	219.76	9.2	2.10	25.29	10.14	17.00
	9	15 hrs.	900	225.52	9.2	2.05	24.09	10.37	16.48
710° CB	1	0.25 hrs.	15	160.33	9.7	2.34	21.62	7.94	14.09
	3	1 hrs.	60	197.30	9.4	2.16	22.70	9.34	15.22
	6	6 hrs.	360	241.12	9.1	2.11	25.45	10.24	17.18
	9	15 hrs.	900	310.87	8.7	2.08	27.53	12.21	19.16
670° CB	1	0.25 hrs.	15	164.32	9.6	2.37	22.00	7.88	14.24
	3	1 hrs.	60	175.05	9.5	2.28	22.24	8.75	14.94
	6	6 hrs.	360	198.68	9.4	2.18	23.19	9.50	15.68
	9	15 hrs.	900	220.68	9.2	2.13	24.02	10.30	16.49
630° CB	1	0.25 hrs.	15	148.61	9.8	2.65	21.81	7.91	14.17
	3	1 hrs.	60	180.29	9.5	2.55	24.37	8.46	15.40
	6	6 hrs.	360	217.66	9.2	2.22	24.41	9.50	16.02
	9	15 hrs.	900	224.09	9.2	2.13	24.46	9.89	16.34

Tabla 6-05. Valores de propiedades mecánicas para la segunda etapa del proceso de recocido, ciclo A, sin zona de precalentamiento, acero SAE 1006, con 57.8% de TF

Proceso	Tiempo (min)	No. Probeta	l_0 (mm)	w_0 (mm)	l_0 (mm)	A_0 (mm ²)	l_f (mm)	S_0 (kg/mm ²)	S_{ult} (kg/mm ²)	e (mm/mm)
630°C	15	1	2.053	12.83	50.65	26.34	69.38	29.75	36.47	0.370
	360	5	2.057	12.94	50.87	26.62	70.37	27.70	32.75	0.383
	900	9	2.037	12.80	50.86	26.07	71.78	27.45	33.02	0.411
670°C	15	13	2.054	12.91	50.65	26.52	72.54	29.59	34.50	0.432
	360	17	2.053	12.74	50.98	26.16	71.78	27.70	32.95	0.408
	900	21	2.010	12.96	50.72	26.05	72.37	27.22	31.94	0.427
710°C	15	25	2.043	13.02	50.95	26.60	73.19	28.88	33.34	0.437
	360	29	2.047	12.84	50.86	26.28	73.05	27.31	32.49	0.436
	900	33	2.055	12.92	50.90	26.55	71.36	25.97	30.82	0.402

Proceso	Tiempo (min)	No. Probeta	σ_{ult} (kg/mm ²)	ϵ (mm/mm)	n	K (kgf/mm ²)	Desv Std
630°C	15	1	49.96	0.3147	0.301	71.31	1.03E-03
	360	5	45.30	0.3245	0.285	62.09	1.46E-03
	900	9	46.60	0.3445	0.281	62.28	8.34E-04
670°C	15	13	49.41	0.3592	0.282	65.33	4.64E-04
	360	17	46.40	0.3422	0.296	63.55	5.35E-04
	900	21	45.57	0.3555	0.308	62.47	3.90E-04
710°C	15	25	47.90	0.3622	0.292	63.66	4.60E-04
	360	29	46.67	0.3621	0.314	63.86	4.33E-04
	900	33	43.21	0.3379	0.317	61.06	7.93E-04

Tabla 6-06. Valores de "r" y "Δr" para la segunda etapa del proceso de recocido, ciclo A, sin zona de precalentamiento, acero SAE 1006, con 57.8% de TF

Proceso	Tiempo (min)	No. Probeta	Dirección (°)	w _r (mm)	l _o (mm)	w _c (mm)	l _o (mm)	A _o (mm ²)	l _o (mm)	r _h	Δr	S _o (kg/mm ²)	
15		2	0	11.75	2.056	12.93	50.76	26.58	61.75	0.95		27.02	
		3	90	11.67	2.024	12.95	50.91	26.21	62.03	1.11	0.96	0.16	31.44
		4	45	11.83	2.048	12.97	50.78	26.56	61.83	0.88			30.04
		6	0	11.59	2.059	13.00	50.74	26.77	62.06	1.33			27.16
630°C	360	7	45	11.75	2.060	12.91	50.65	26.59	61.61	0.93	1.23	0.60	28.65
		8	90	11.50	2.033	13.04	50.93	26.51	62.09	1.73			26.75
		10	0	11.50	2.025	12.87	50.94	26.06	61.96	1.35			27.49
		11	90	11.34	2.010	12.91	50.94	25.95	62.23	1.84	1.30	0.60	28.15
900		12	45	11.60	2.022	12.79	50.95	25.86	61.95	1.00			28.50
		14	0	11.58	2.064	12.90	51.04	26.63	62.22	1.20			30.38
		15	90	11.54	2.041	12.97	51.00	26.47	62.39	1.38	1.12	0.33	29.81
		16	45	11.76	2.049	12.96	51.00	26.56	62.21	0.96			29.43
670°C	360	18	0	11.50	2.066	12.91	50.68	26.67	61.79	1.40			28.82
		19	90	11.34	2.061	12.87	51.01	26.53	62.05	1.82	1.27	0.69	28.74
		20	45	11.79	2.057	12.94	51.00	26.62	61.91	0.92			29.04
		22	0	11.58	2.046	13.03	51.03	26.66	61.97	1.55			29.40
900		23	90	11.45	2.031	13.00	51.03	26.40	62.03	1.86	1.33	0.74	27.53
		24	45	11.78	2.057	12.95	51.00	26.64	61.74	0.96			27.53
		26	0	11.52	2.063	12.93	51.01	26.67	62.13	1.41			29.15
		27	90	11.47	2.046	13.04	50.81	26.68	62.04	1.80	1.23	0.74	31.65
710°C	360	28	45	11.95	2.044	13.06	51.09	26.69	61.91	0.86			29.72
		30	0	11.50	2.054	12.84	50.86	26.37	61.76	1.31			28.31
		31	90	11.67	2.031	13.05	50.98	26.50	61.75	1.40	1.21	0.80	25.77
		32	45	11.74	2.048	12.93	50.99	26.48	61.45	1.07			27.25
900		34	0	11.53	2.057	12.88	51.13	26.49	61.96	1.36			27.11
		35	90	11.41	2.033	13.00	51.09	26.43	62.14	2.00	1.26	0.85	27.17
		36	45	11.85	2.044	12.94	50.72	26.45	61.56	0.83			26.62

APÉNDICE A

MICROESTRUCTURAS 630A



Fig. A-1. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 0.25 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

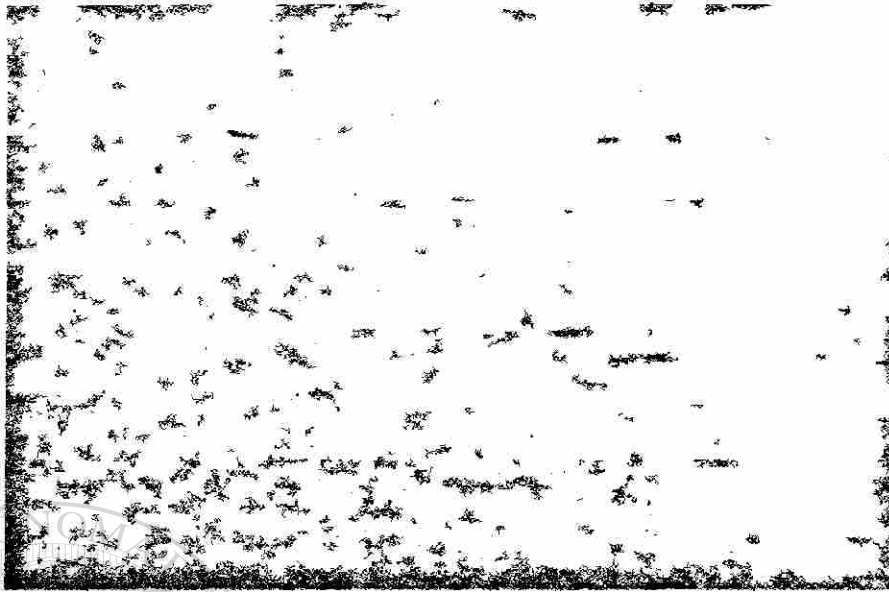


Fig. A-2. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 0.50 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

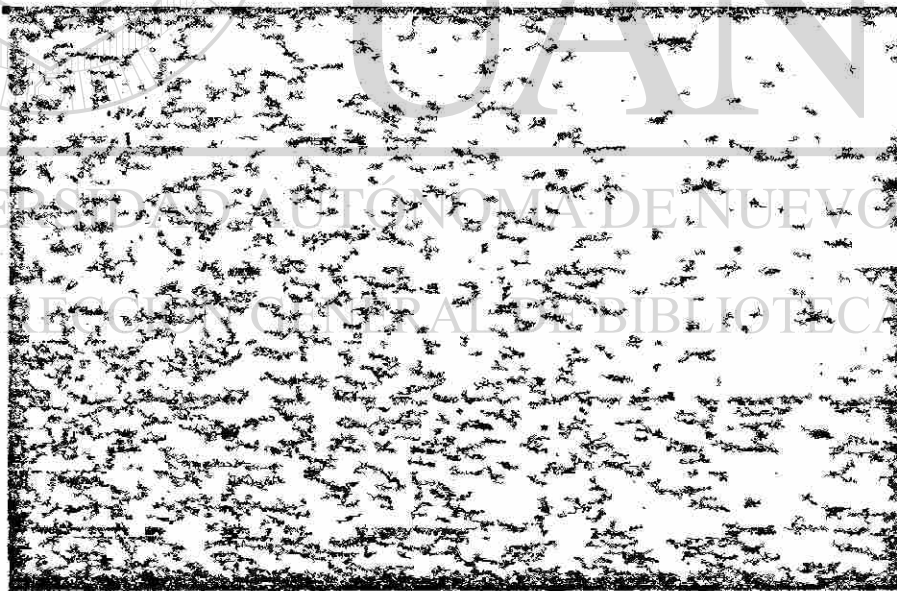


Fig. A-3. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 1 hora de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

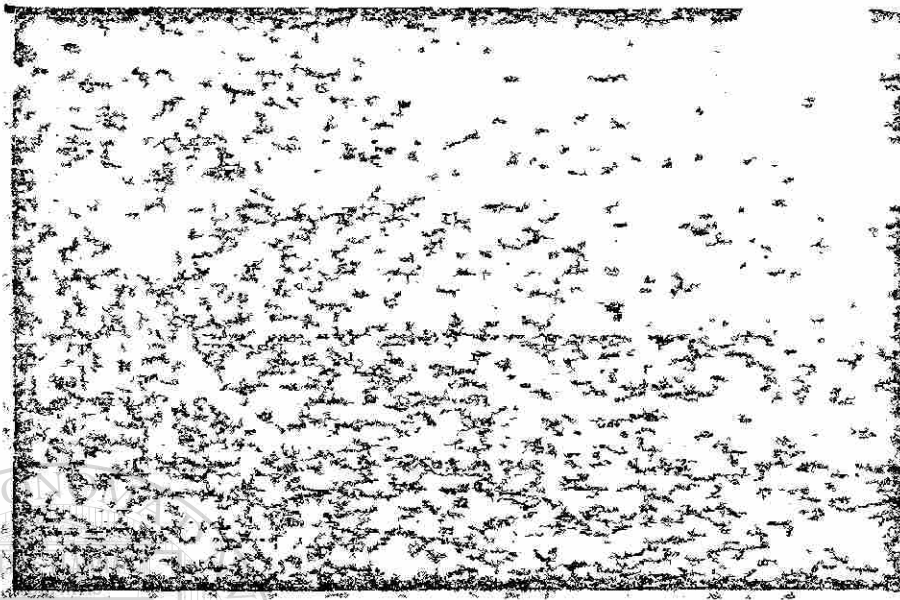


Fig. A-4. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 2 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

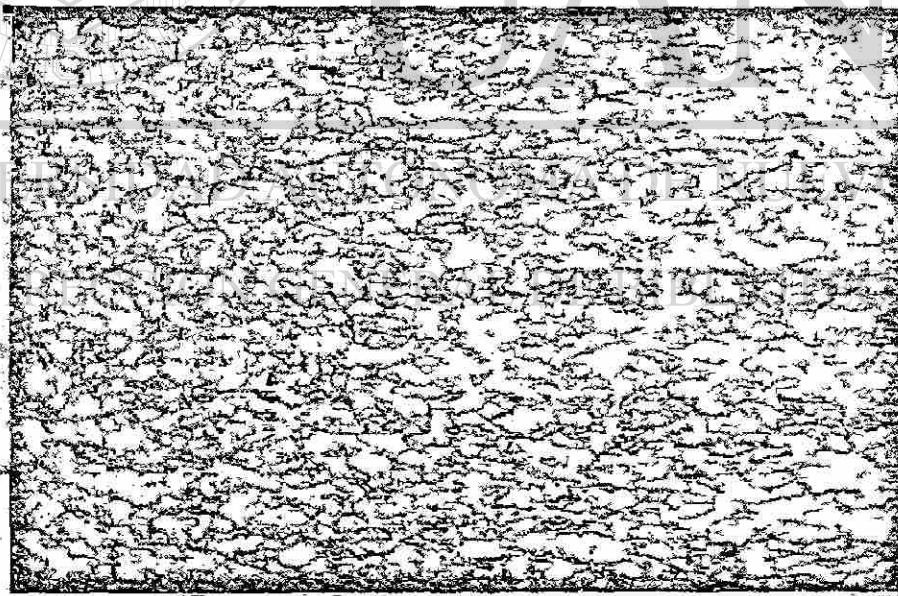


Fig. A-5. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 3 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

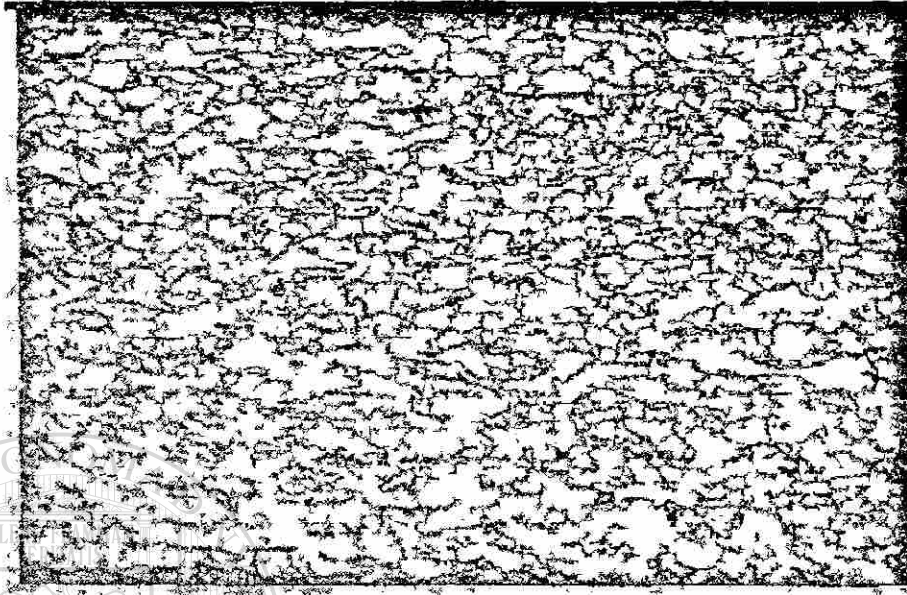


Fig. A-6. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 6 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

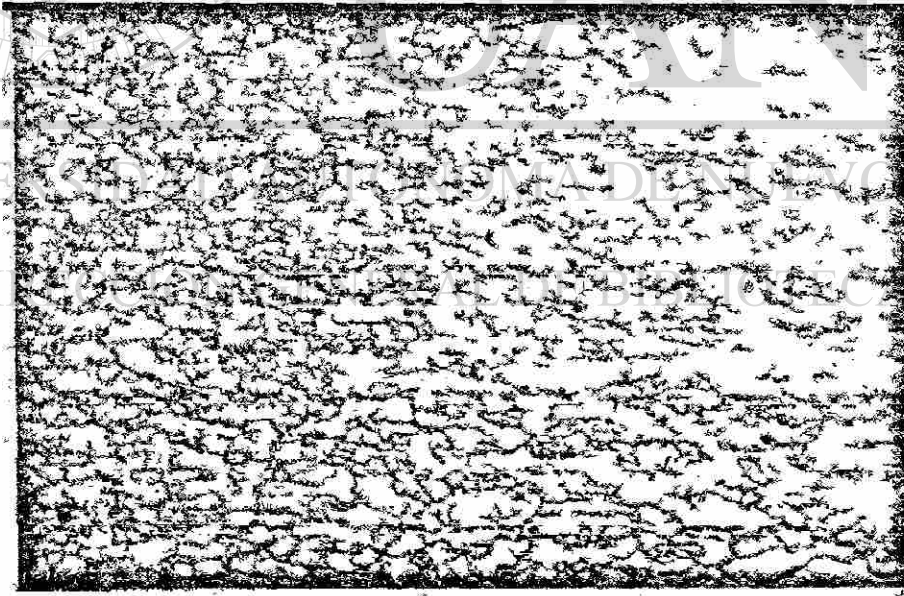


Fig. A-7. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 9 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

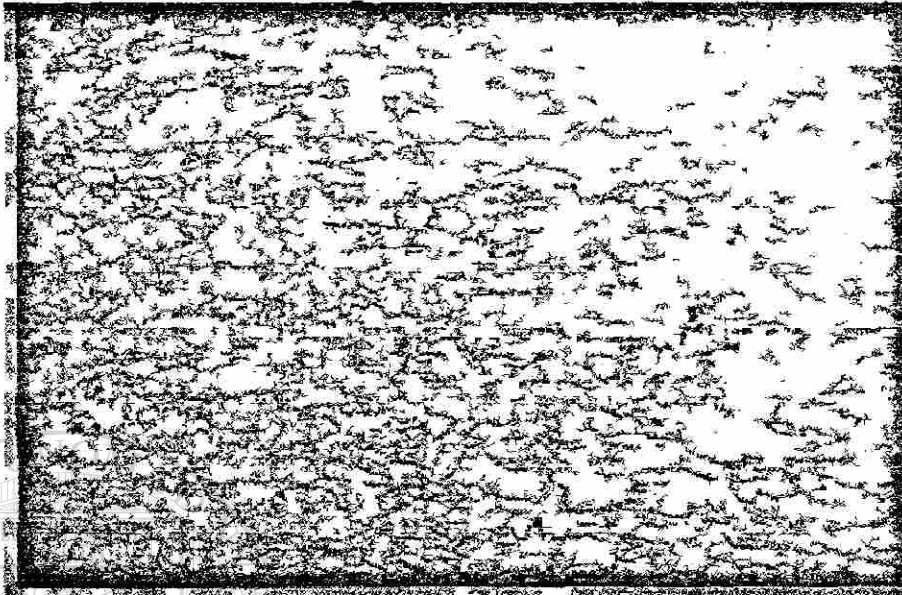


Fig. A-8. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 12 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

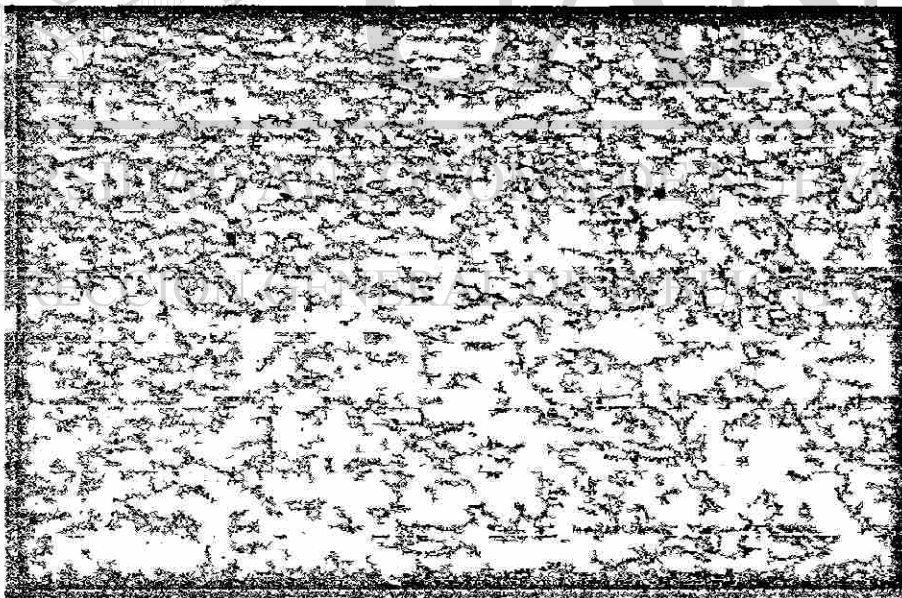


Fig. A-9. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 15 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

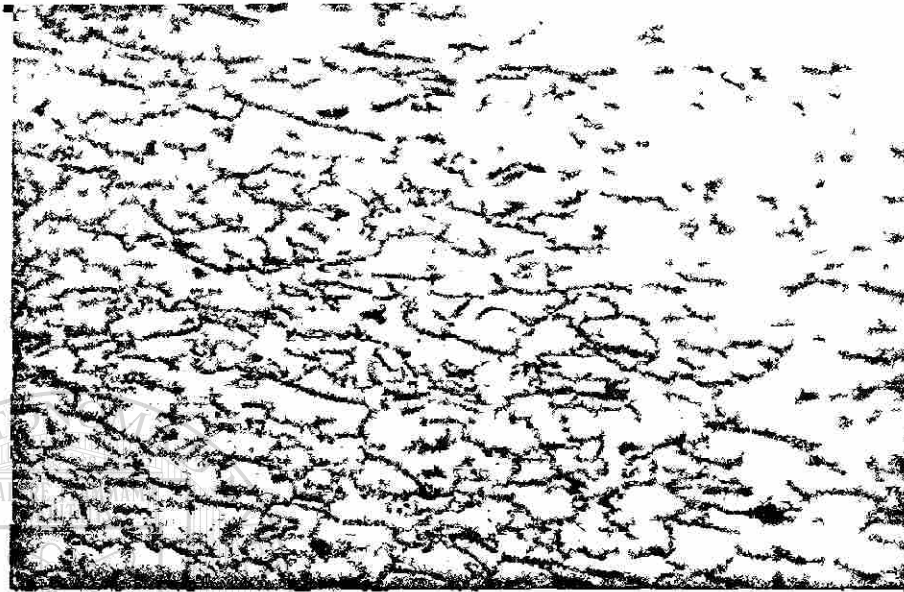


Fig. A-10. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 0.25 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

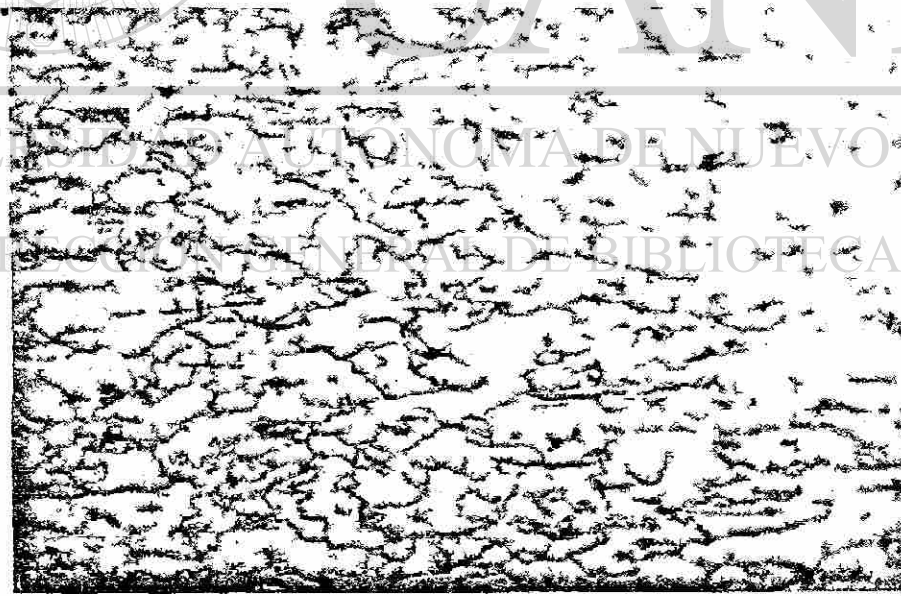


Fig. A-11. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 0.50 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

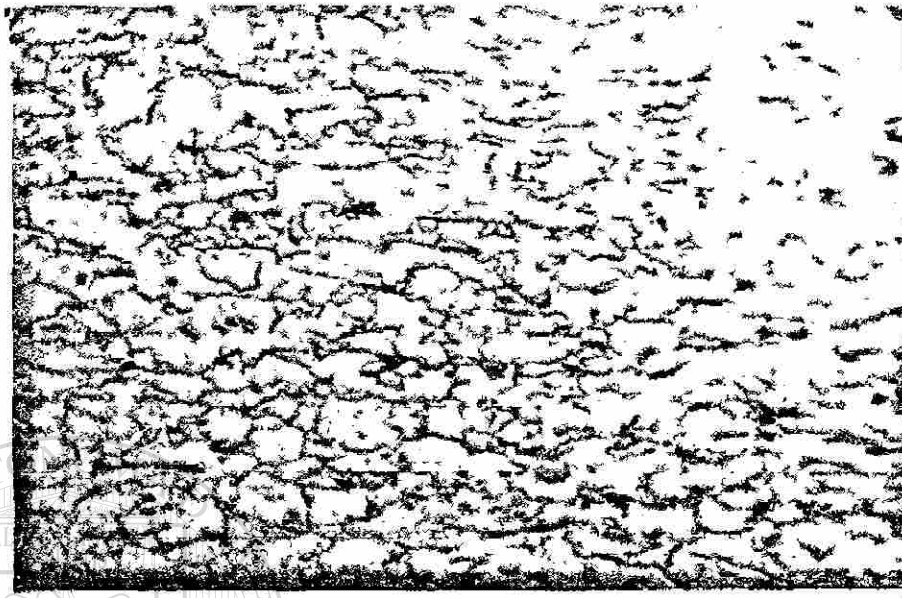


Fig. A-12. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 1 hora de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

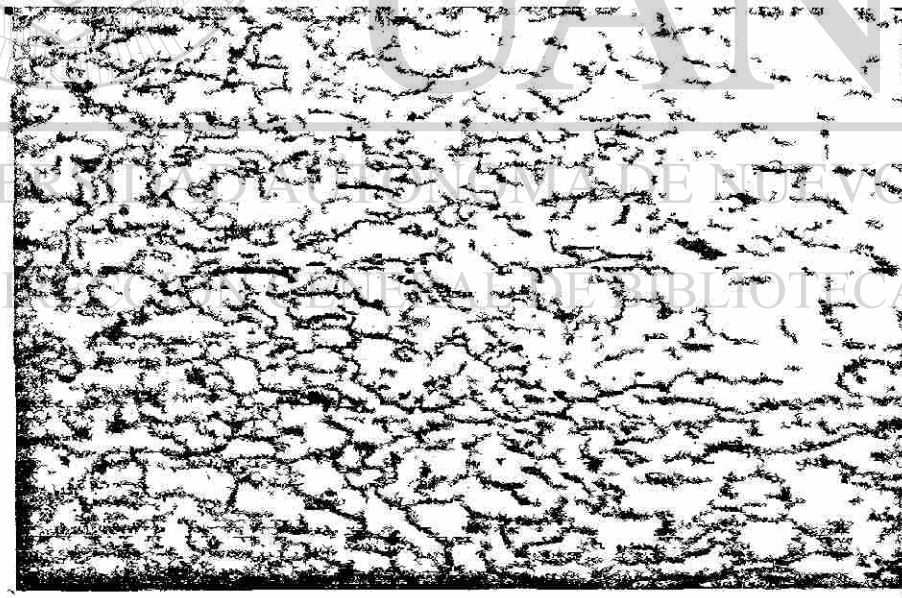


Fig. A-13. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 2 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

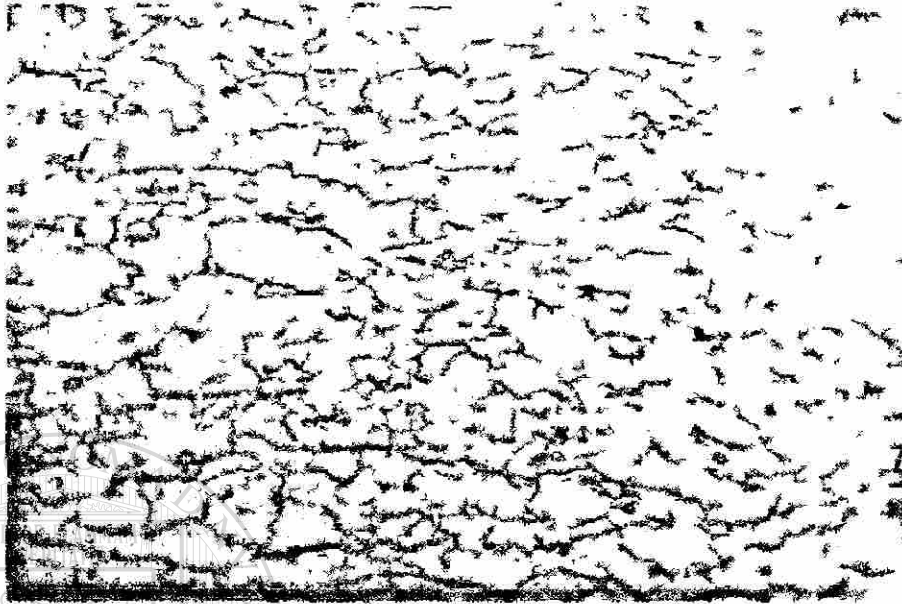


Fig. A-14. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 3 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%



Fig. A-15. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 6 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

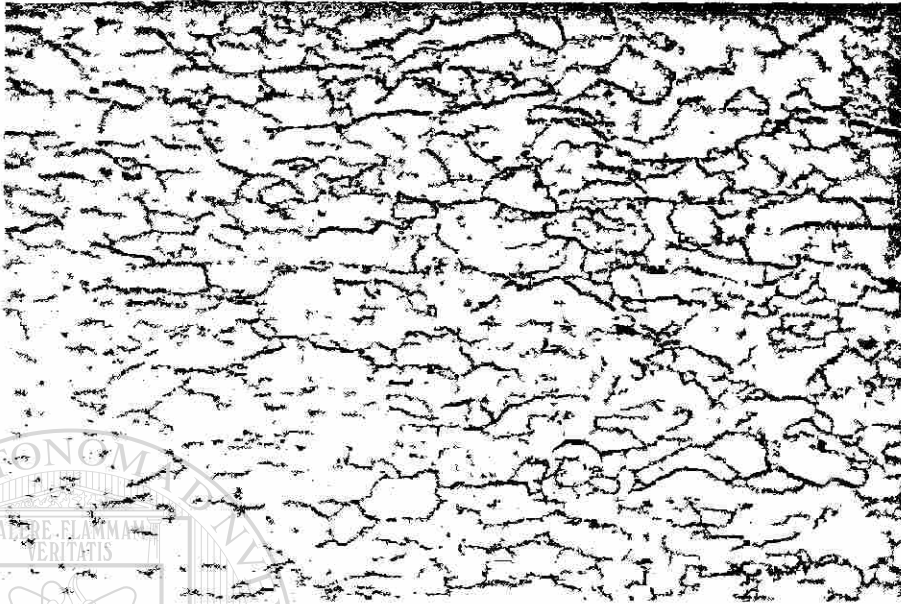


Fig. A-16. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 9 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

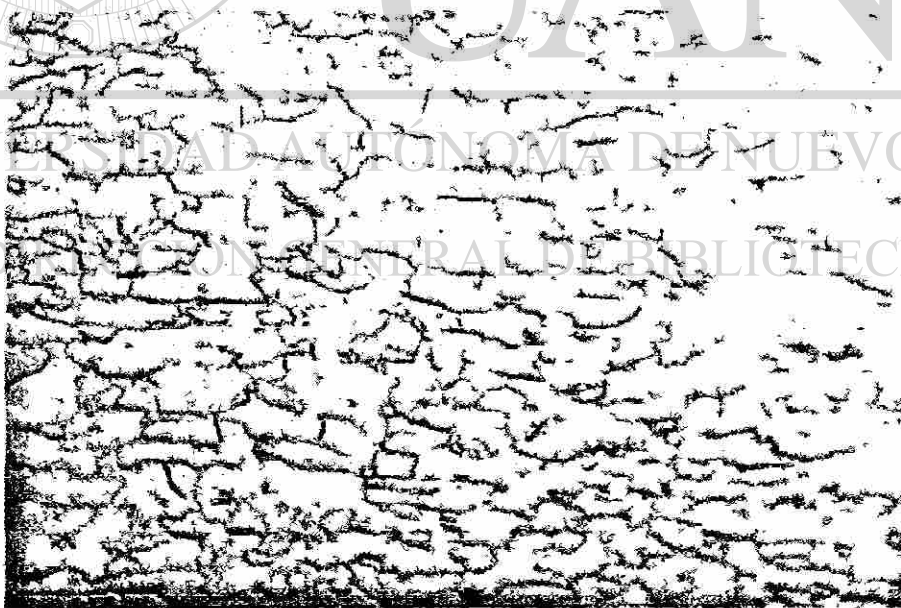


Fig. A-17. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 12 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

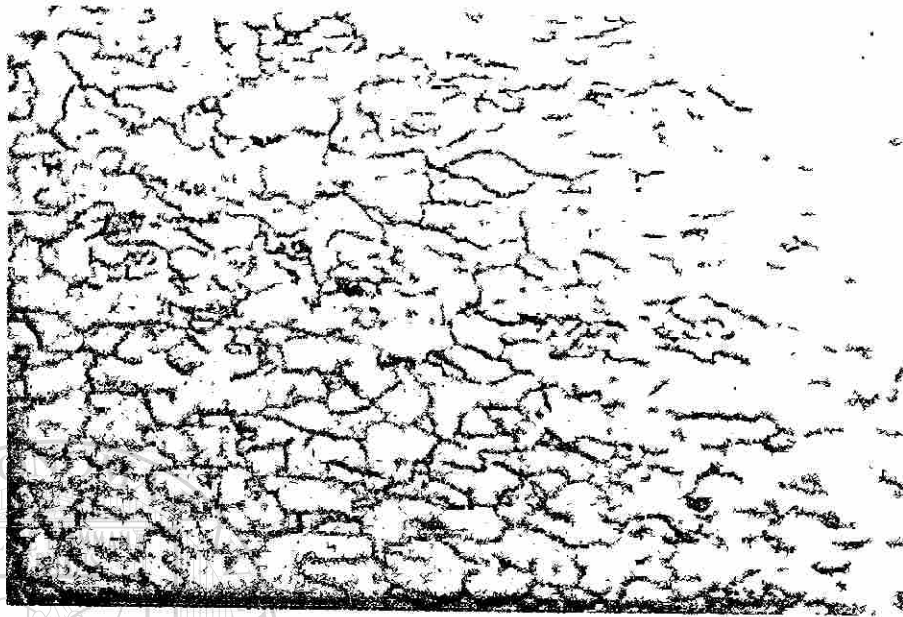
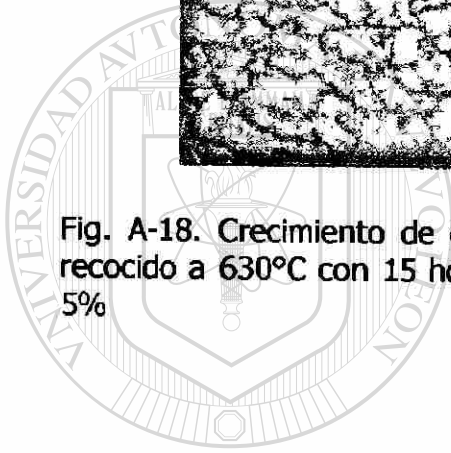


Fig. A-18. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 15 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

MICROESTRUCTURAS 630B

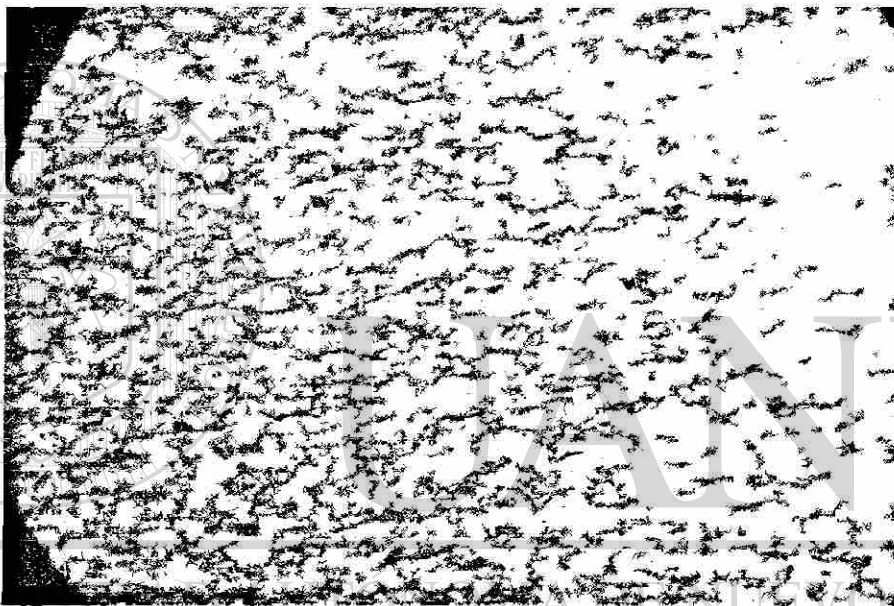


Fig. A-19. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 0.25 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.



Fig. A-20. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 2 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

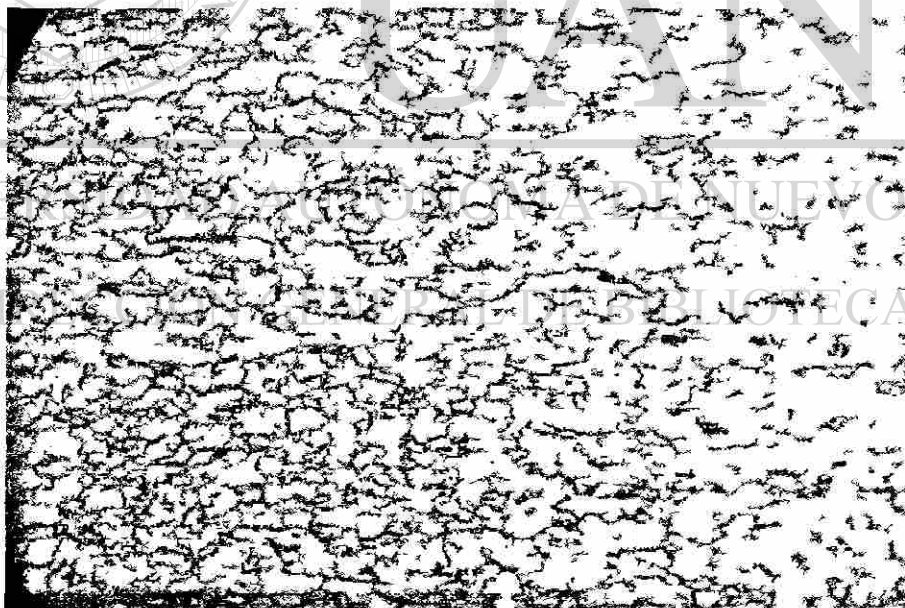


Fig. A-21. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 3 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

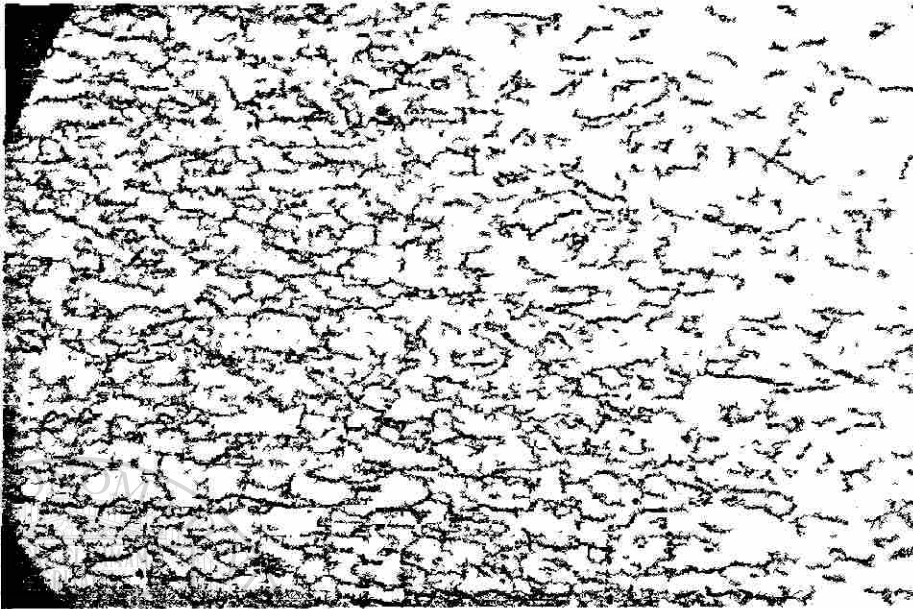


Fig. A-22. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 9 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

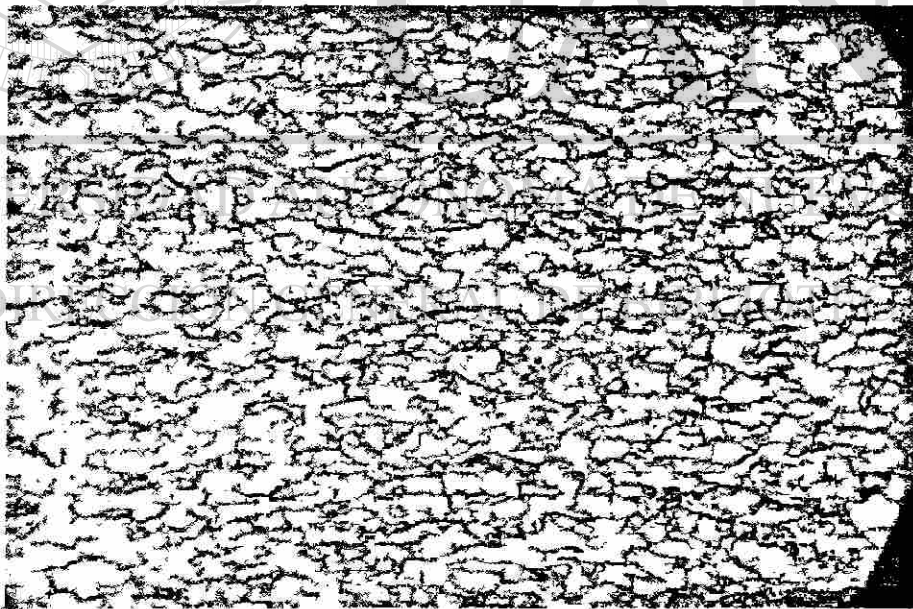


Fig. A-23. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 12 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

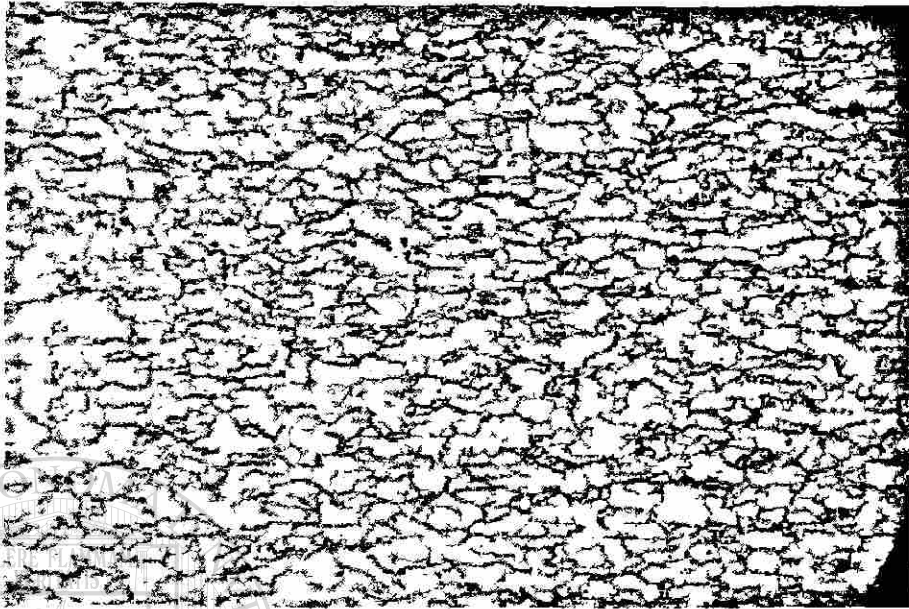


Fig. A-24. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 15 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.



Fig. A-25. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 0.50 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.



Fig. A-26. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 1 hora de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

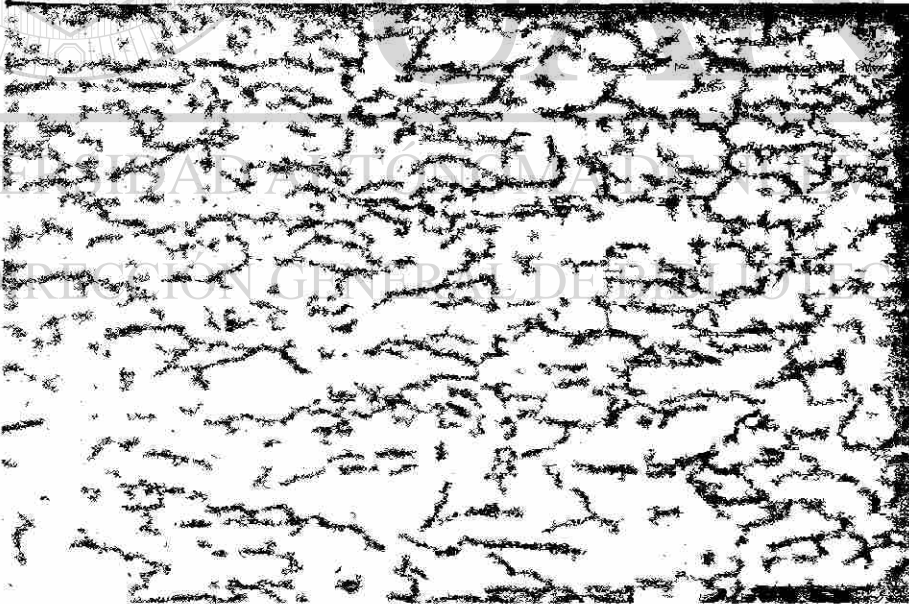


Fig. A-27. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 2 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

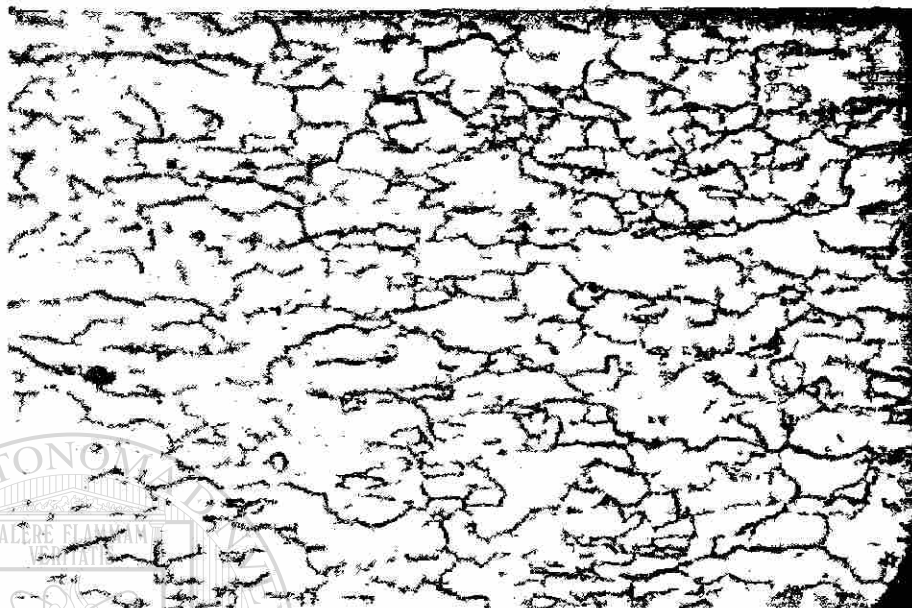


Fig. A-28. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 3 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

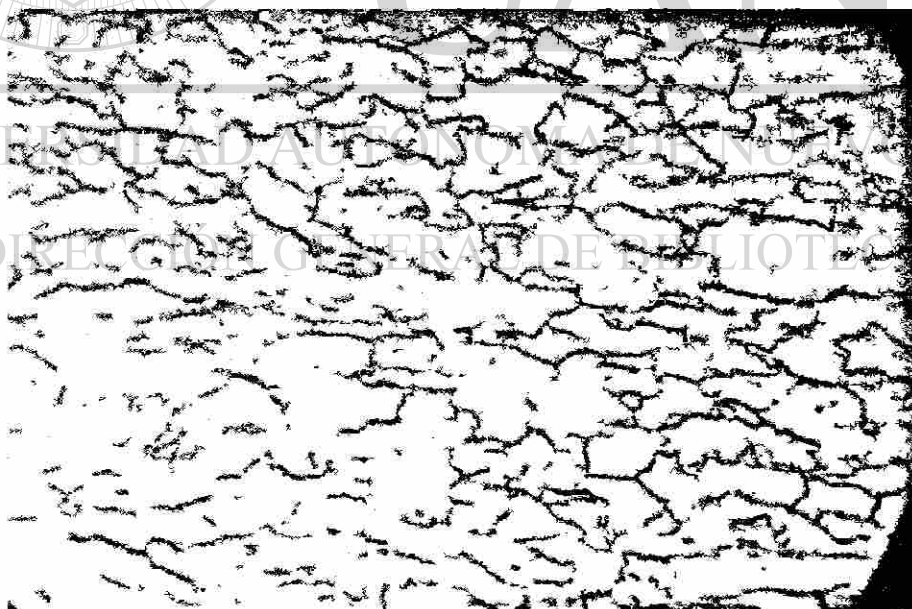


Fig. A-29. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 6 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

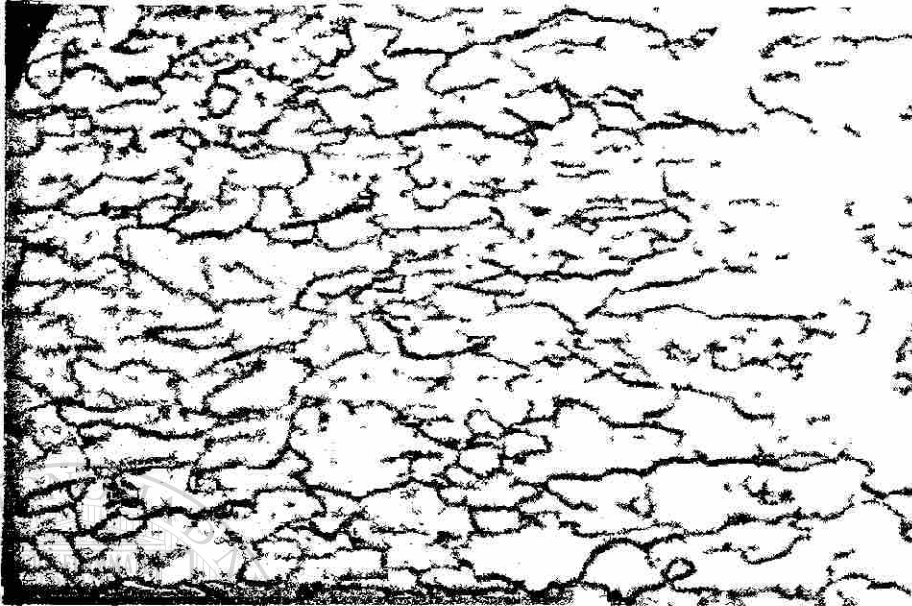


Fig. A-30. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 9 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

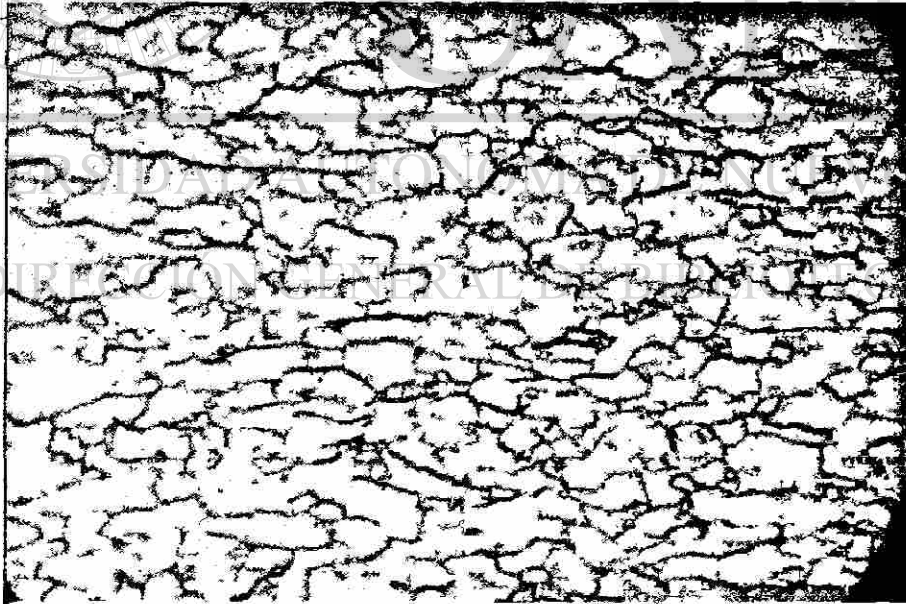


Fig. A-31. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 12 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

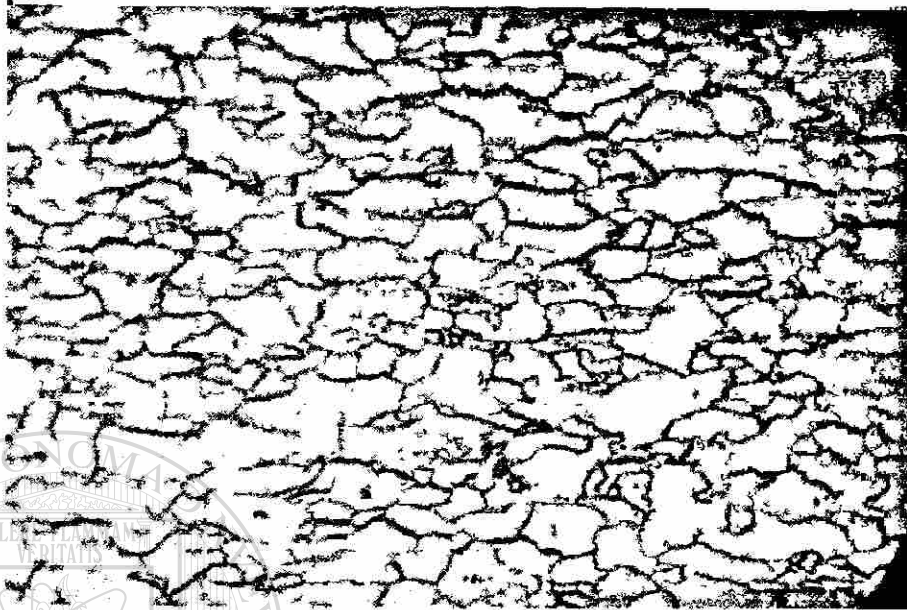


Fig. A-32. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 630°C con 15 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

MICROESTRUCTURAS 670A

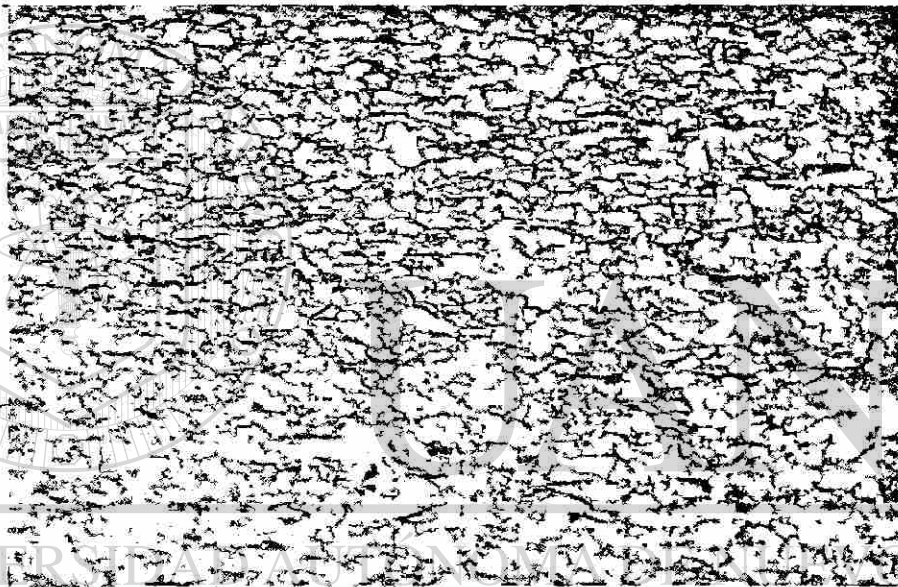


Fig. A-33. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C X 0.25 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

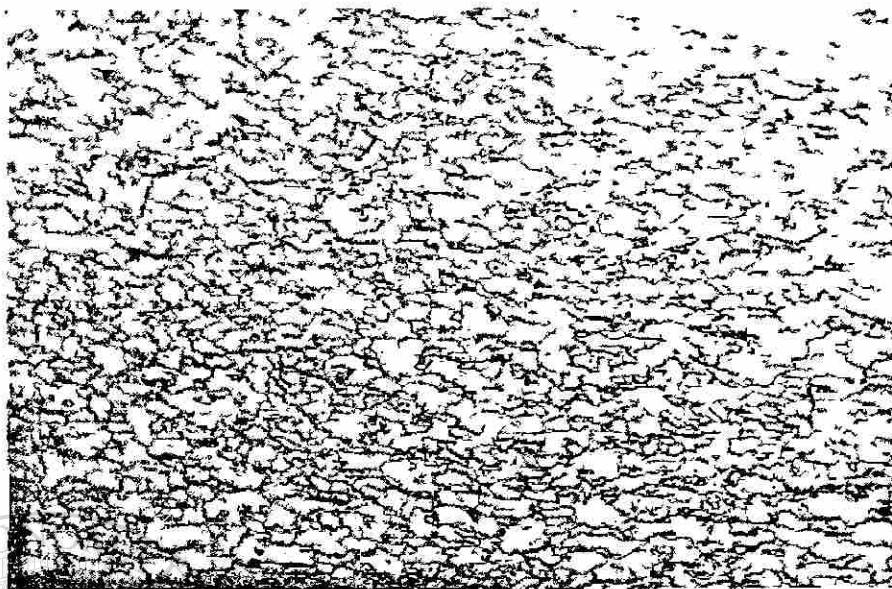


Fig. A-34. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C X 0.50 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

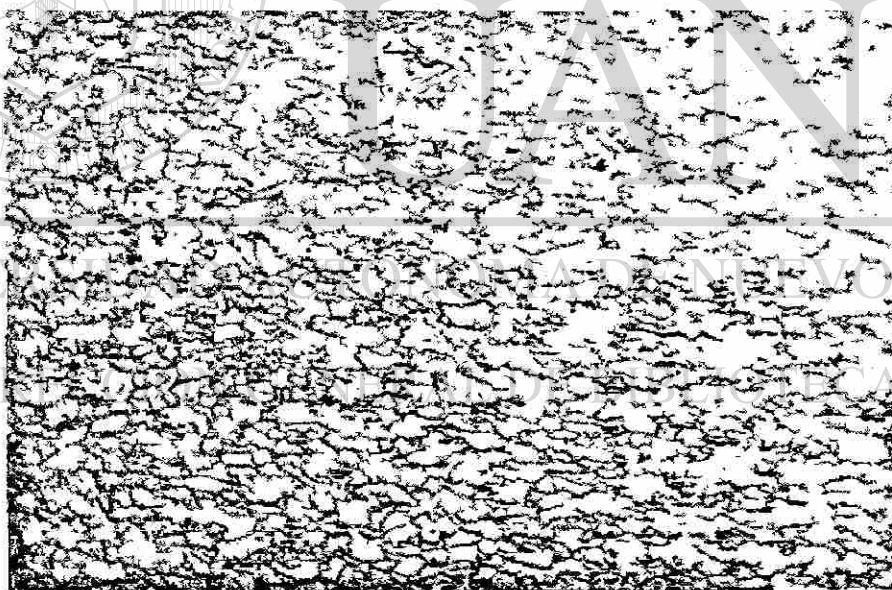


Fig. A-35. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 1 hora de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

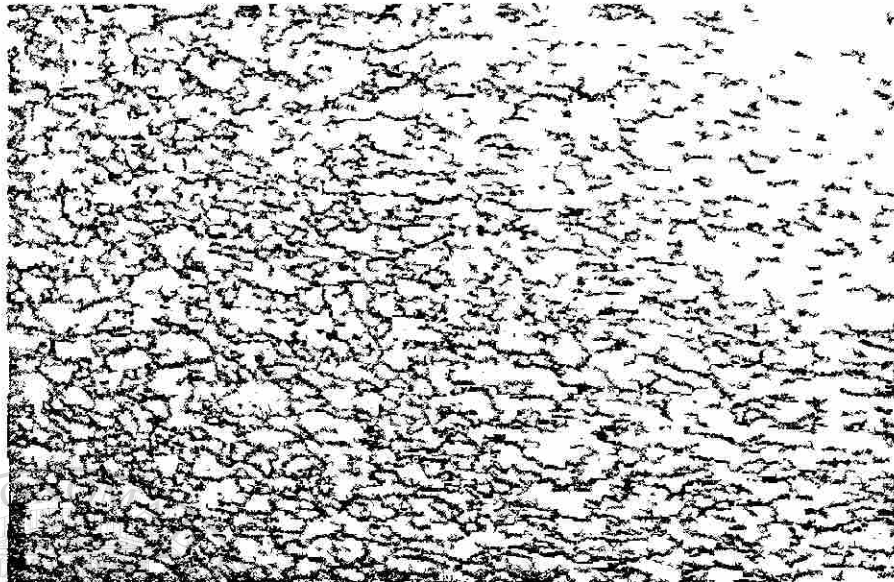


Fig. A-36. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 2 hora de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

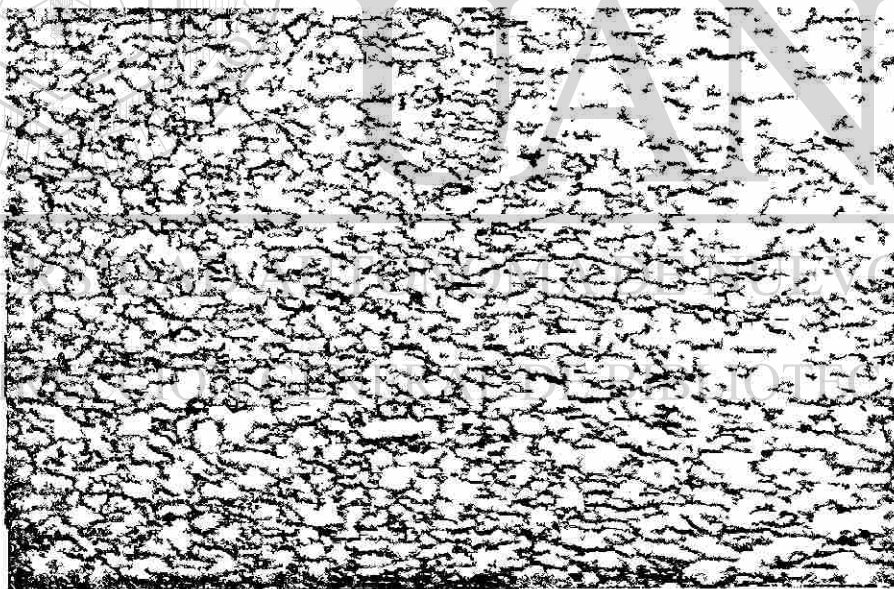


Fig. A-37. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 3 hora de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

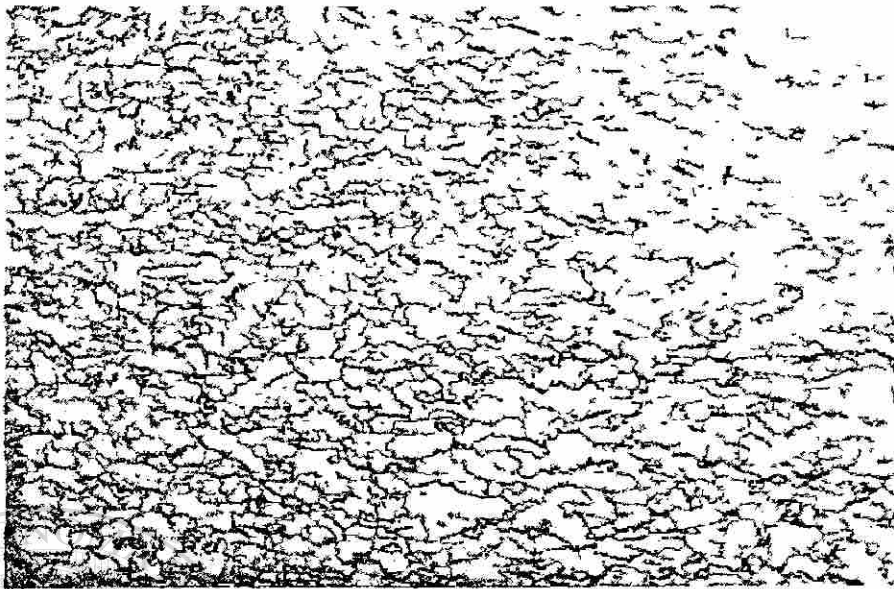


Fig. A-38. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 6 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

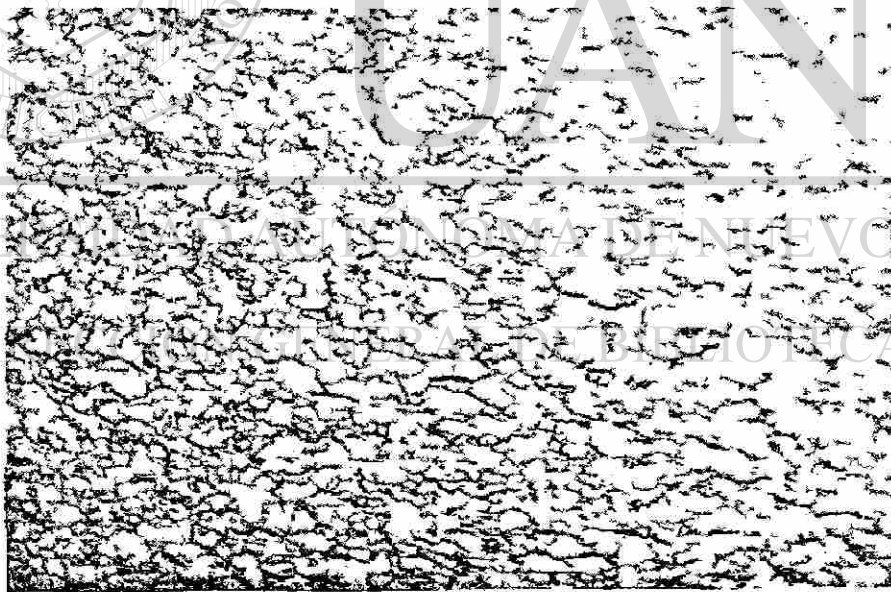


Fig. A-39. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 9 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

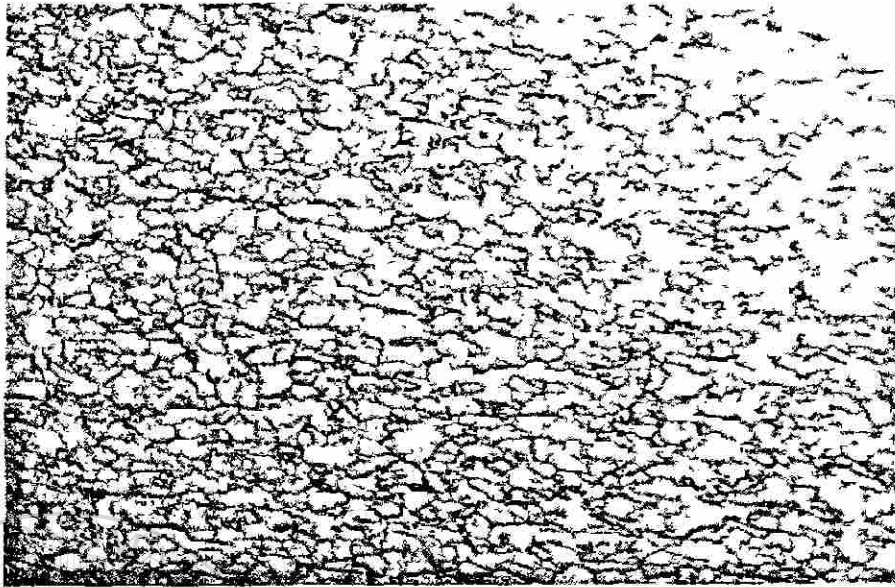


Fig. A-40. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 12 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

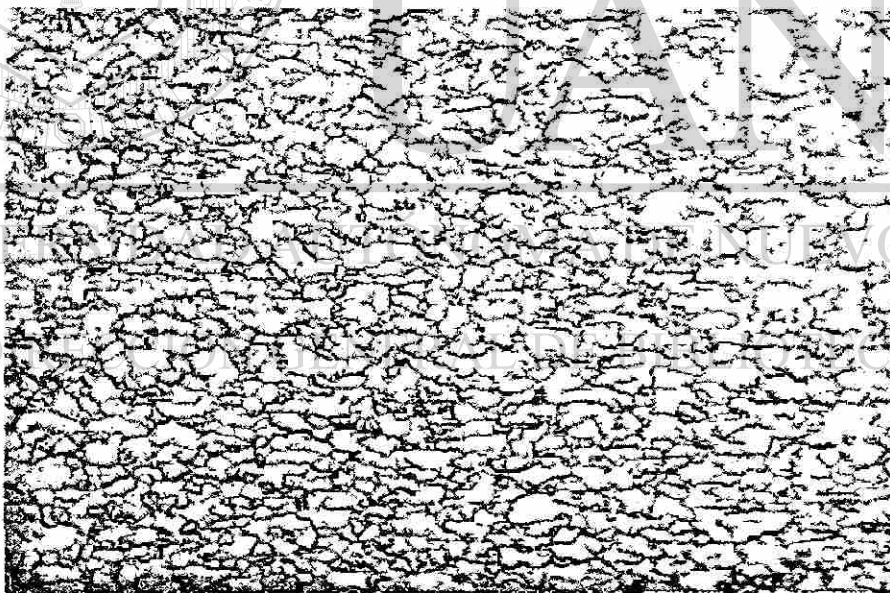


Fig. A-41. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 15 horas de proceso, a 200X y con un ataque de Nital al 5%

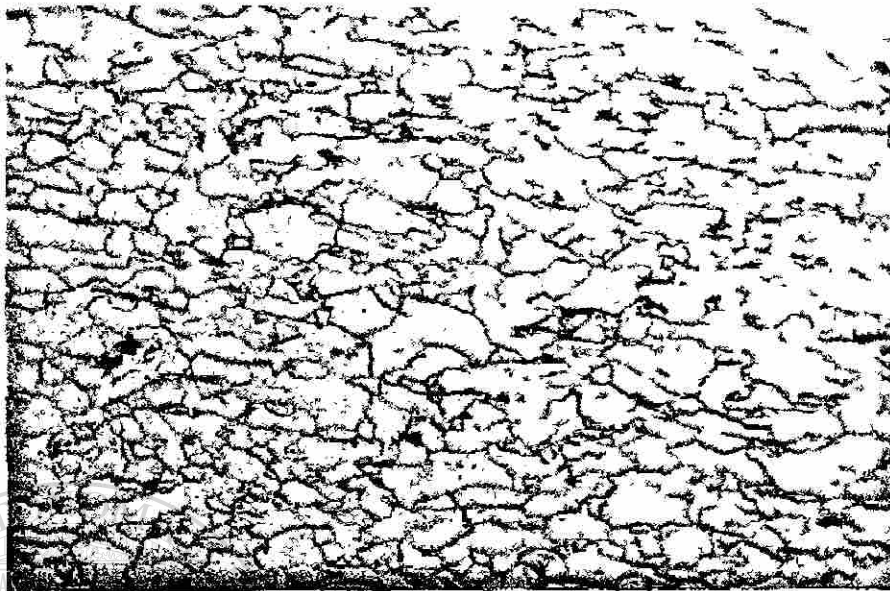


Fig. A-42. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 0.25 horas de procesos, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

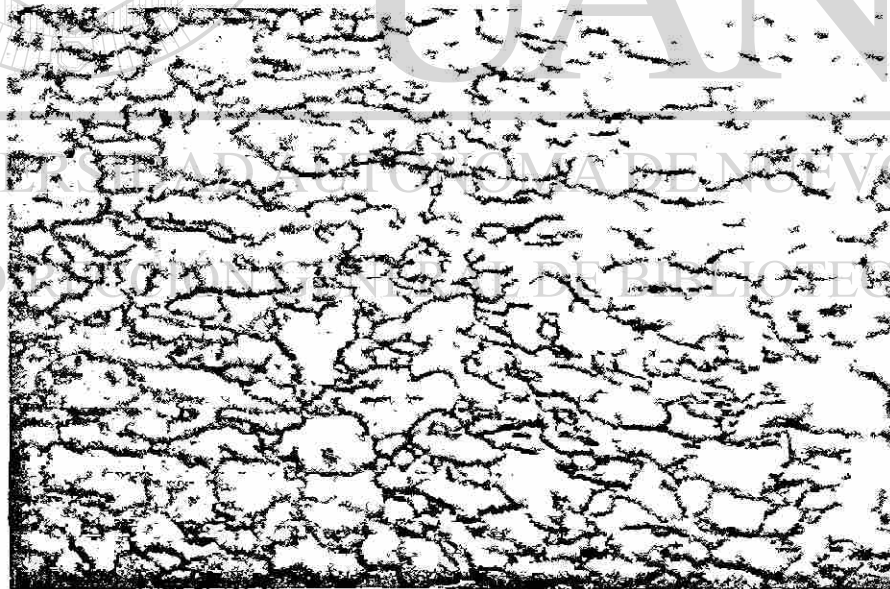


Fig. A-43. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 0.50 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

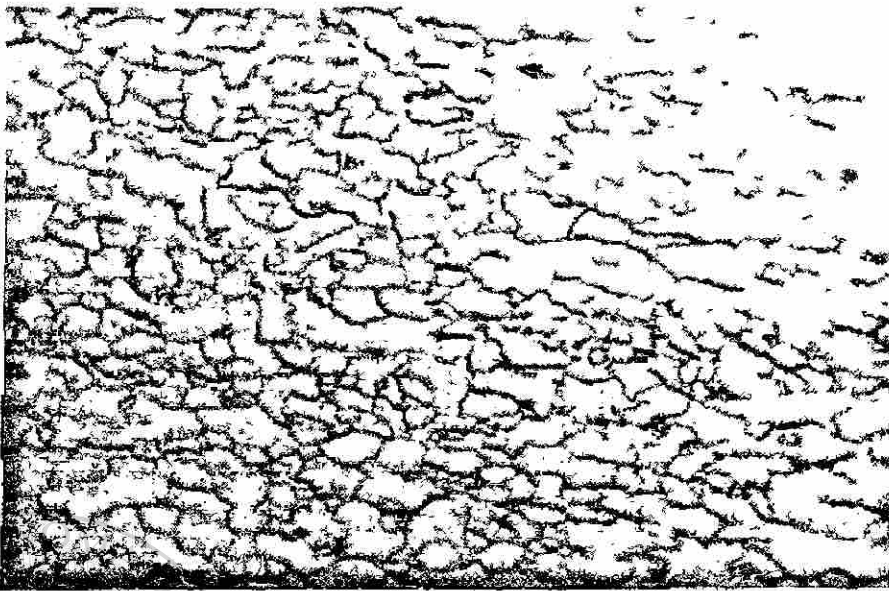


Fig. A-44. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 1 hora de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%

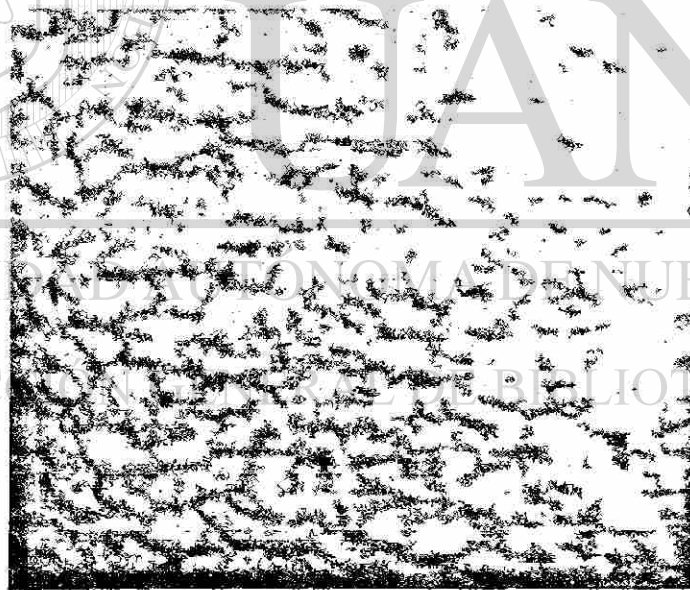


Fig. A-45. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 2 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%



Fig. A-46. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 3 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.



Fig. A-47. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 6 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.



Fig. A-48. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 9 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

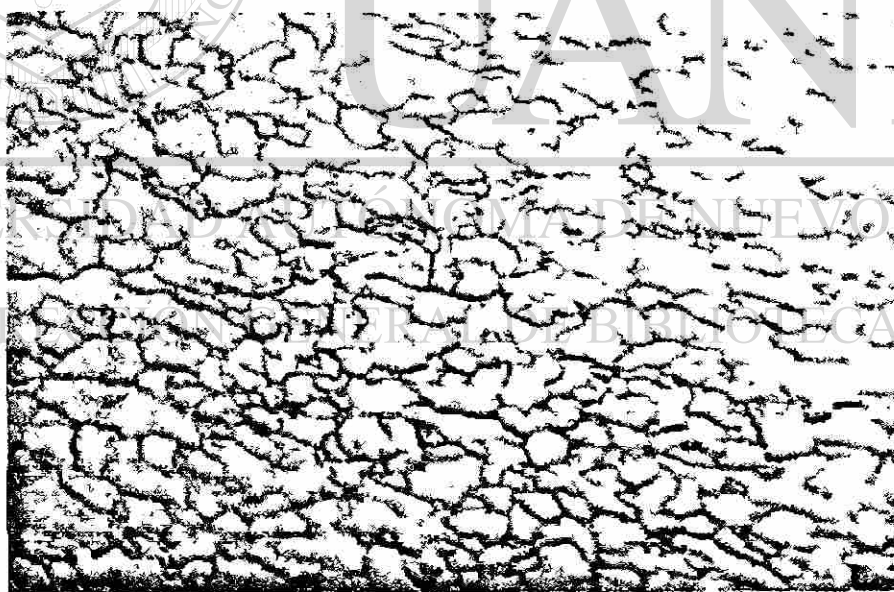


Fig. A-49. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 12 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

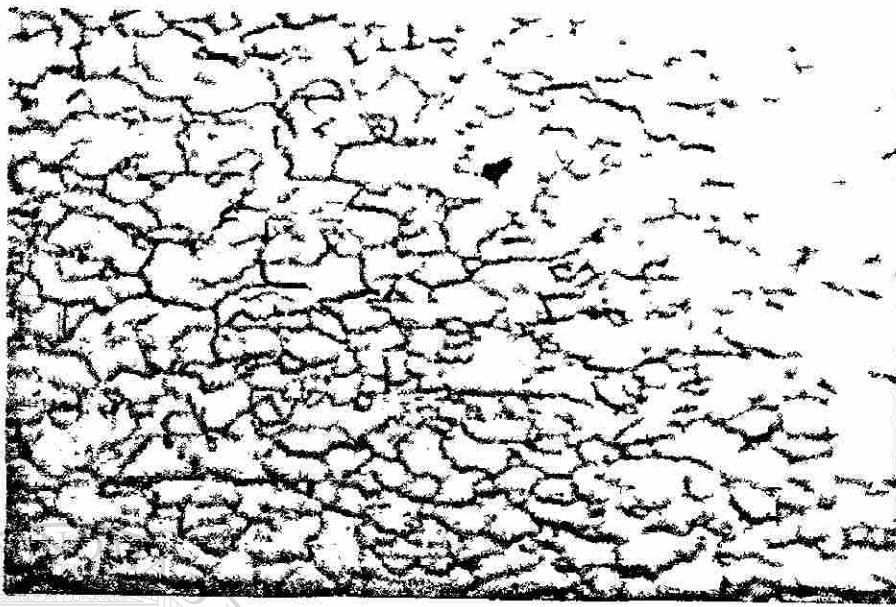
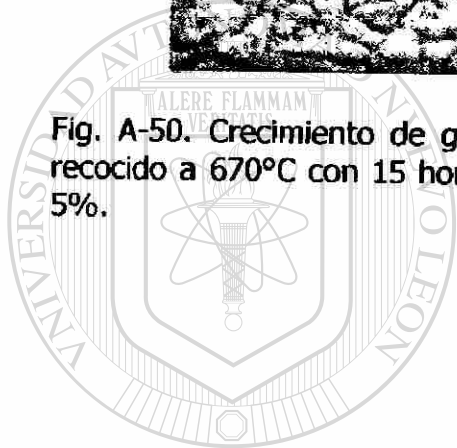


Fig. A-50. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 15 horas de proceso, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



MICROESTRUCTURAS 670B

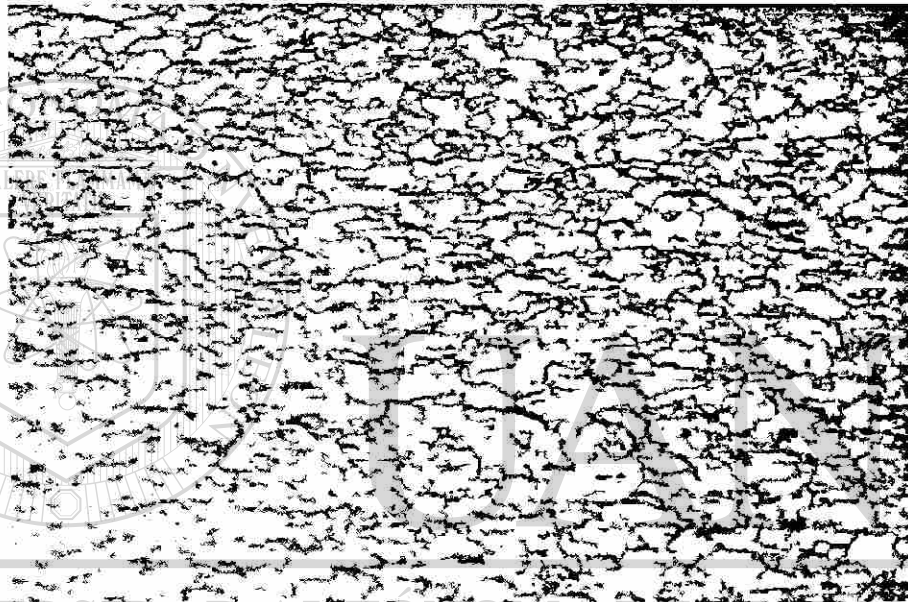


Fig. A-51. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 0.25 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

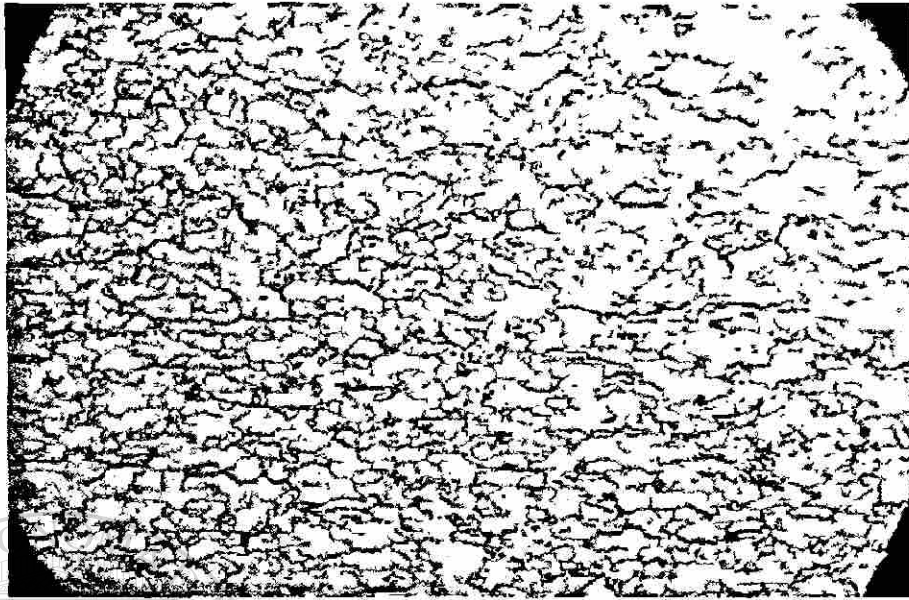


Fig. A-52. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 0.50 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

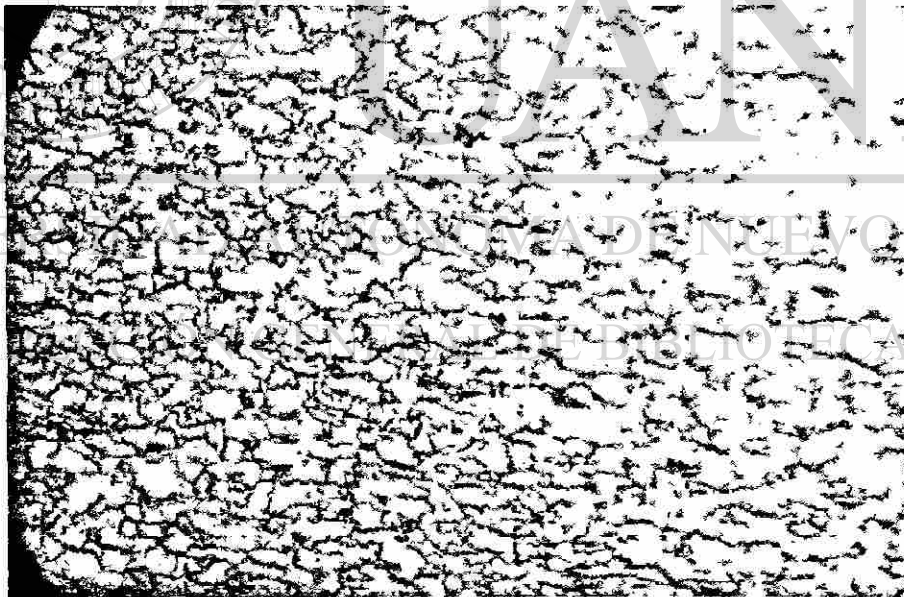


Fig. A-53. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 1 hora de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

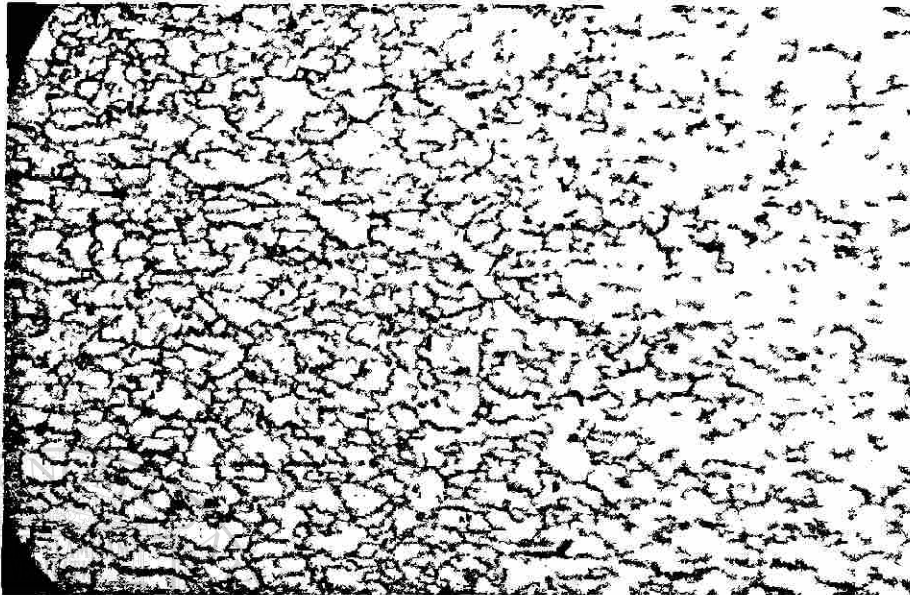


Fig. A-54. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 3 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

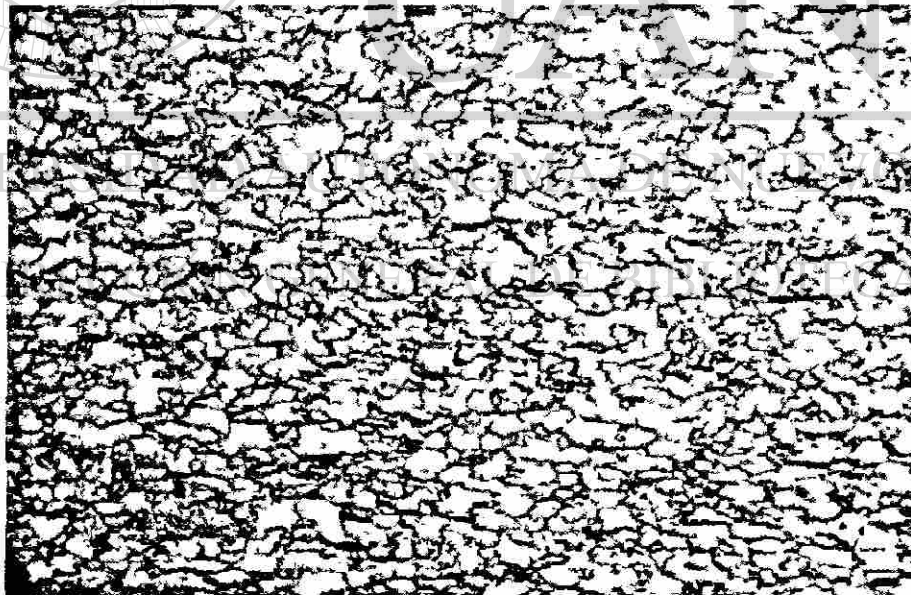


Fig. A-55. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 6 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

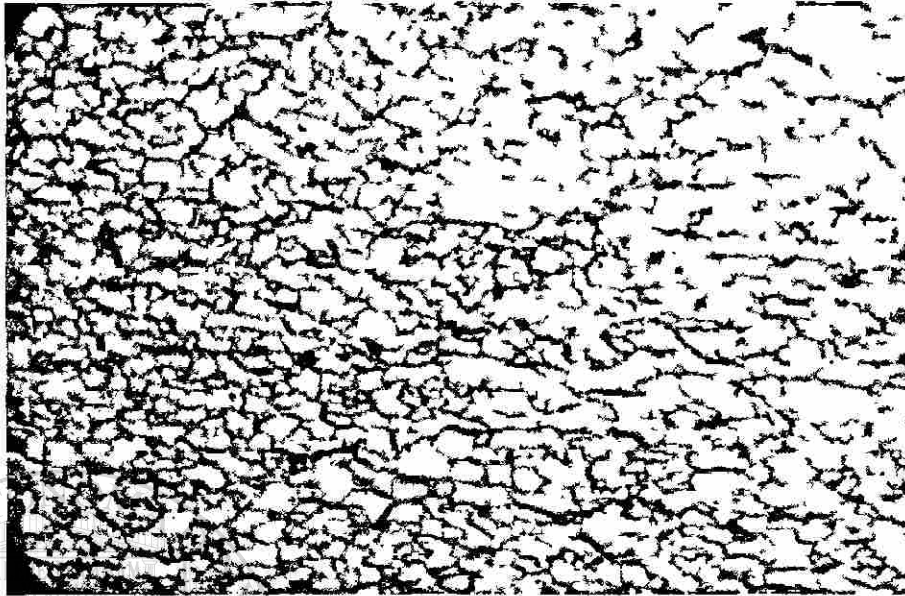


Fig. A-56. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 9 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

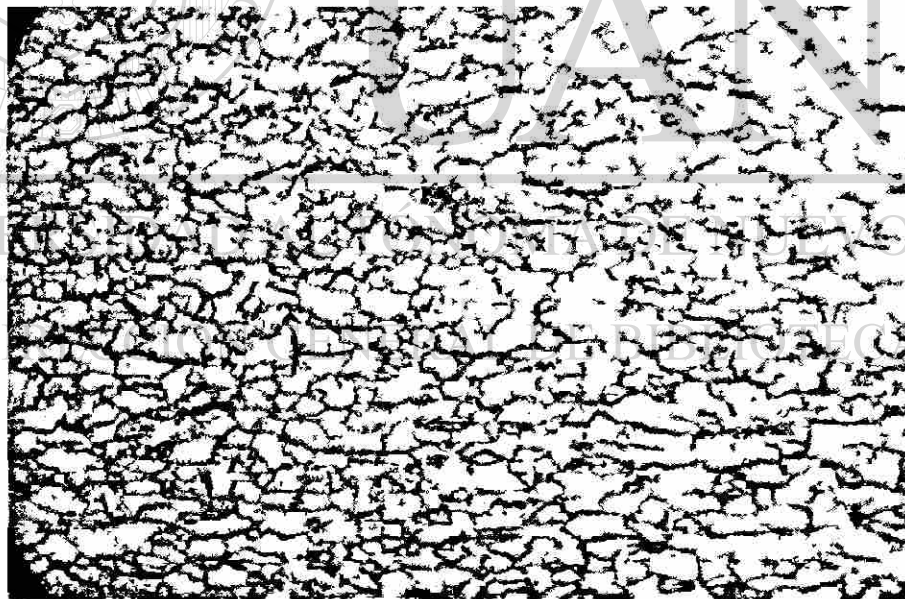


Fig. A-57. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 12 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

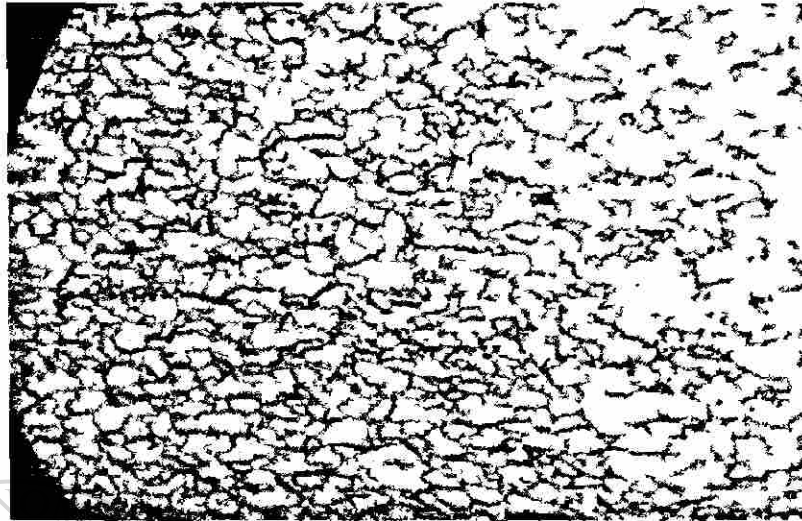


Fig. A-58. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 15 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1hora, a 200X y con un ataque de Nital al 5%.

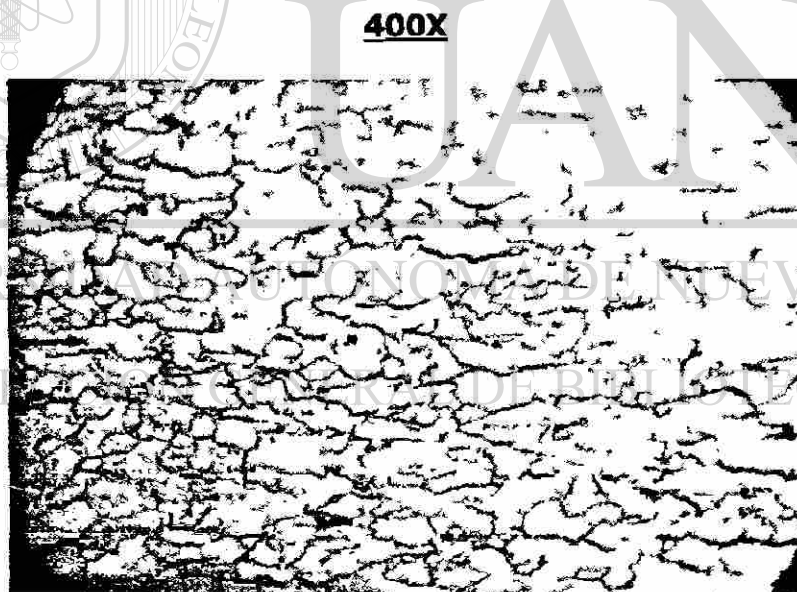


Fig. A-59. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 0.25 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.



Fig. A-60. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 0.50 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

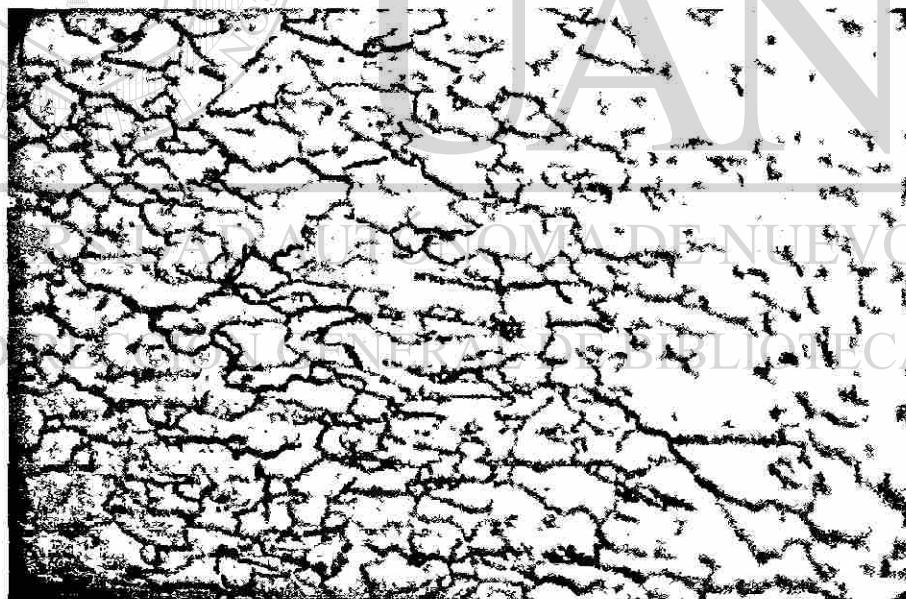


Fig. A-61. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 1 hora de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

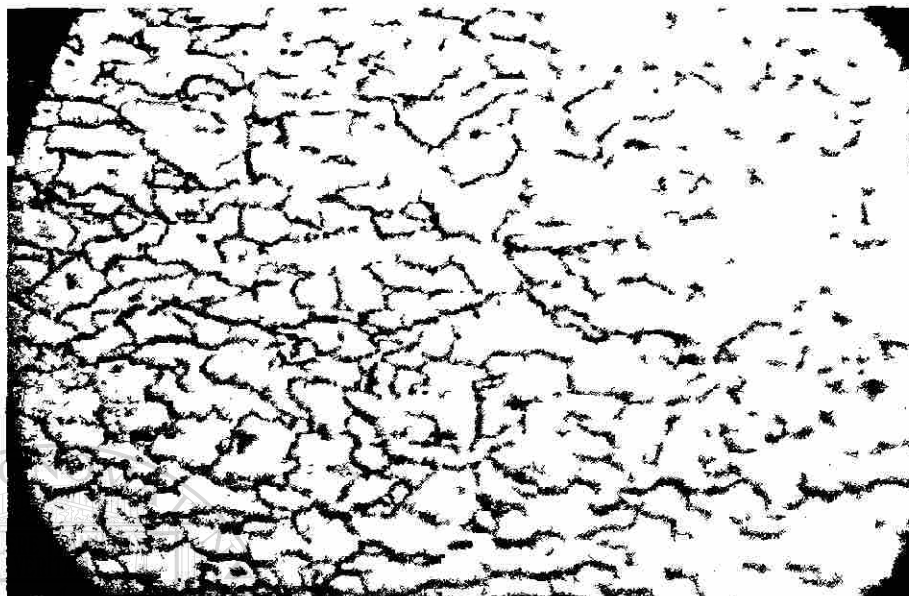


Fig. A-62. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 3 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

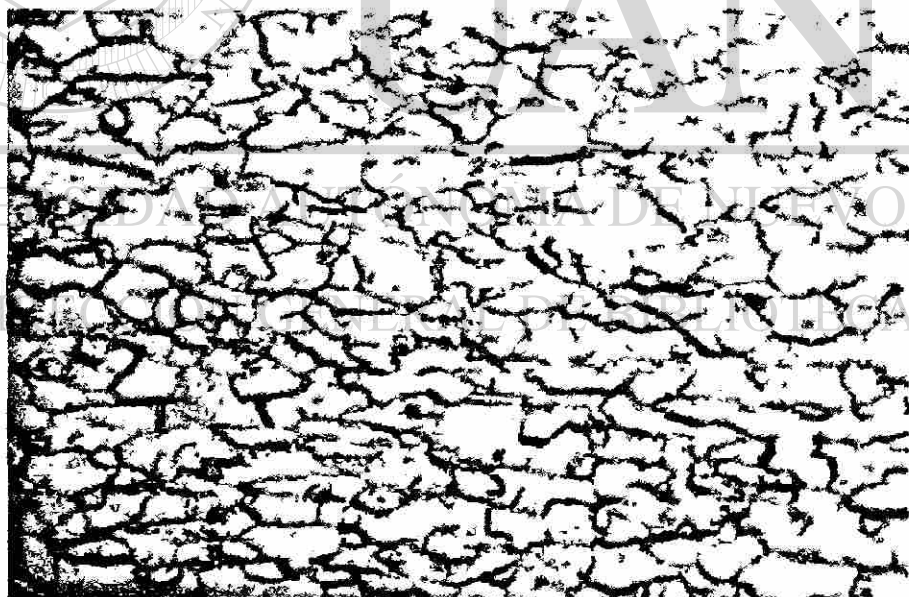


Fig. A-63. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 6 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

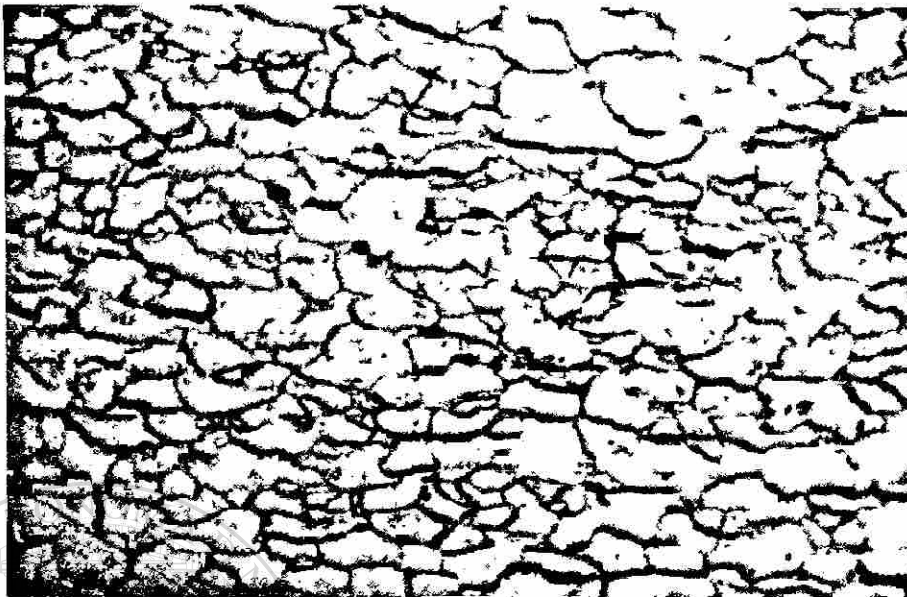


Fig. A-64. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 9 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

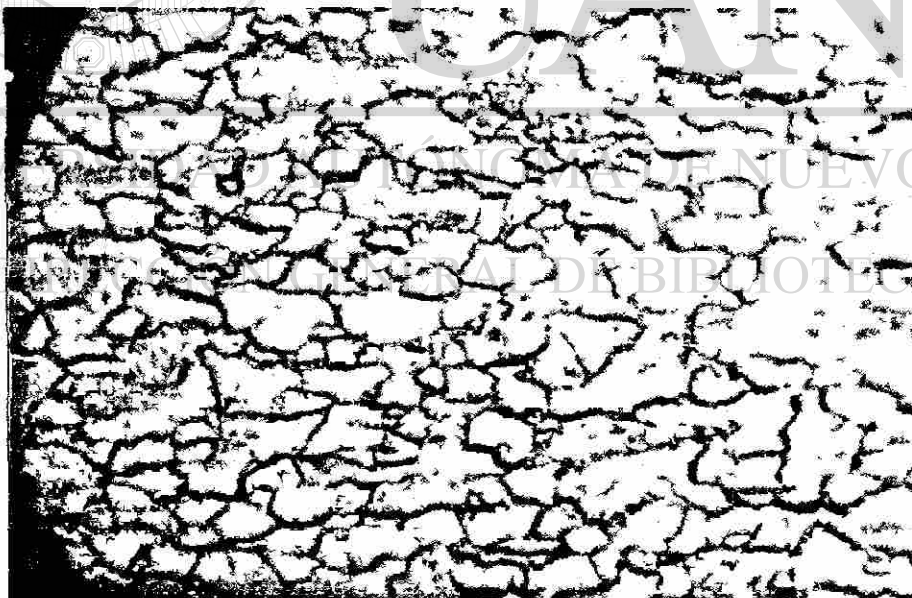


Fig. A-65. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 12 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

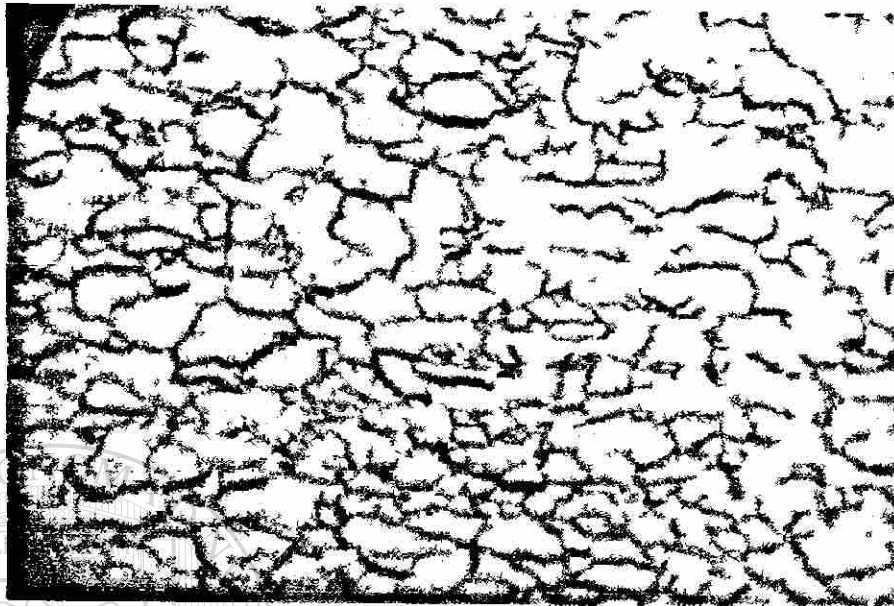


Fig. A-66. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, sometido a un ciclo de recocido a 670°C con 15 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1hora, a 400X y con un ataque de Nital al 5%.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

MICROESTRUCTURAS 710A

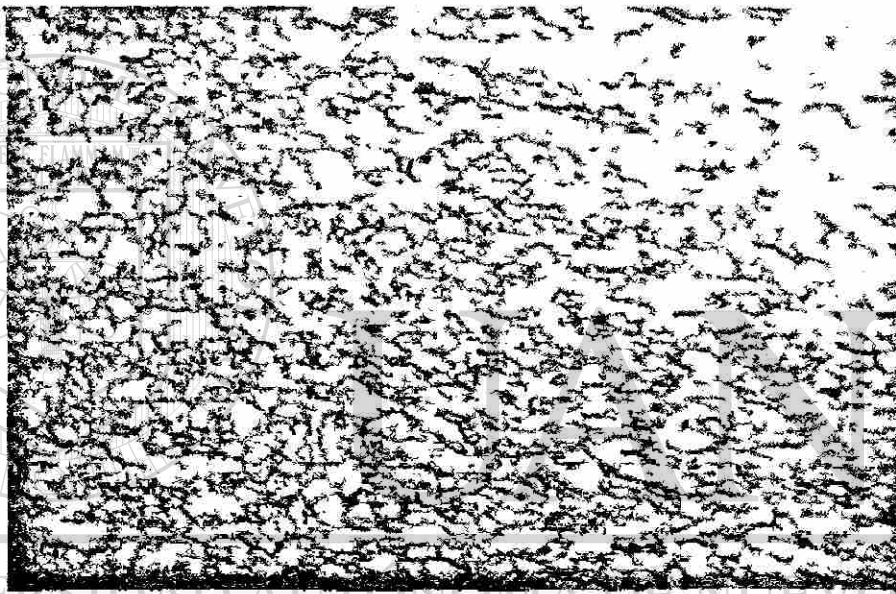


Fig. A-67. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 0.25 horas de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

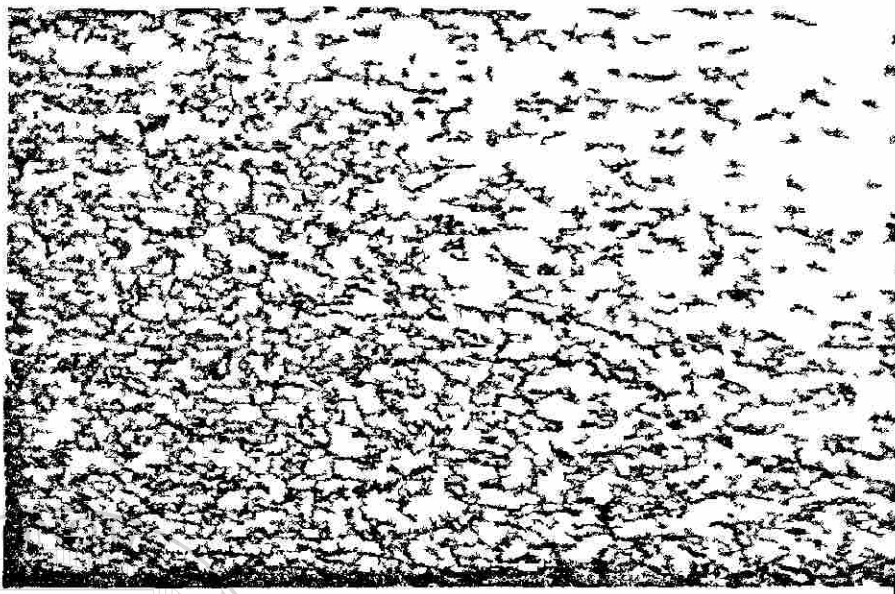


Fig. A-68. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 0.50 horas de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

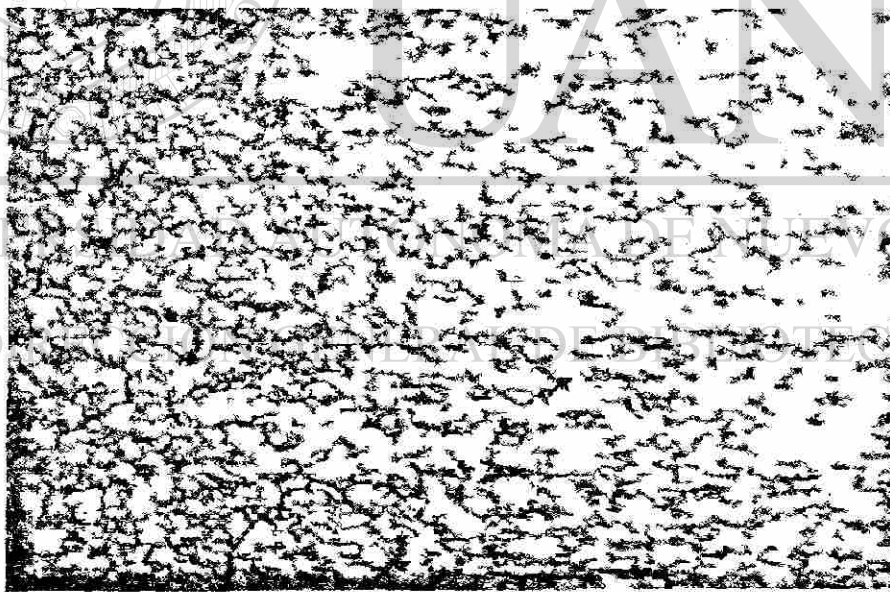


Fig. A-69. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 1 hora de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

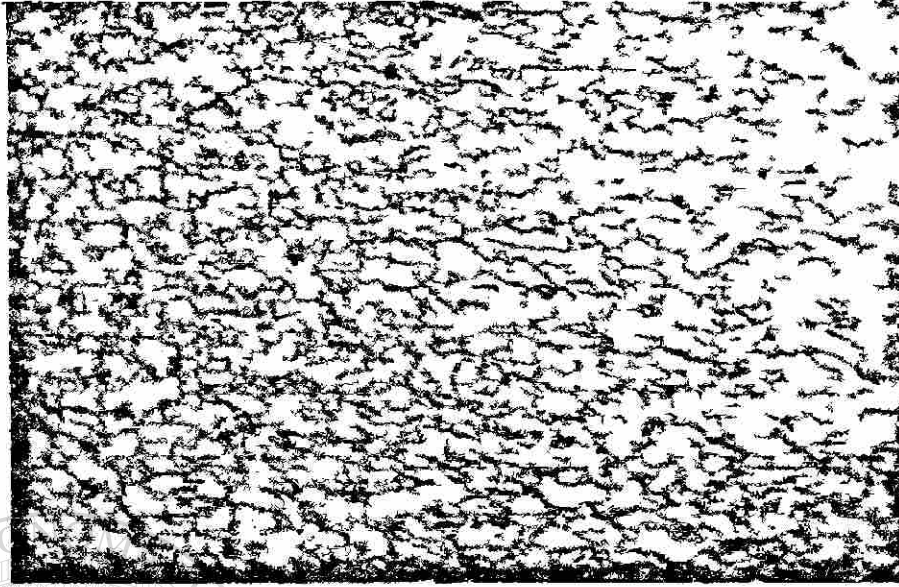


Fig. A-70. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 2 horas de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

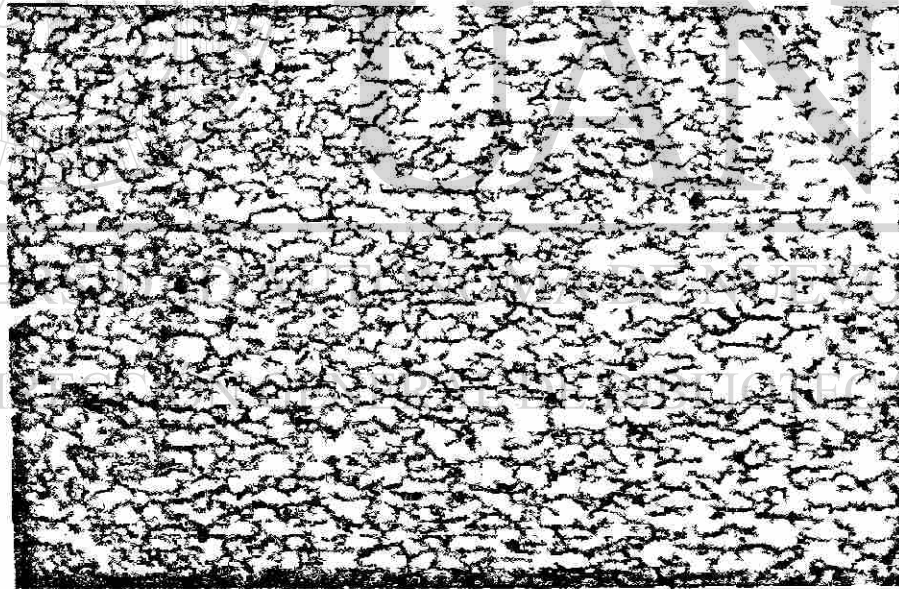


Fig. A-71. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 3 horas de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

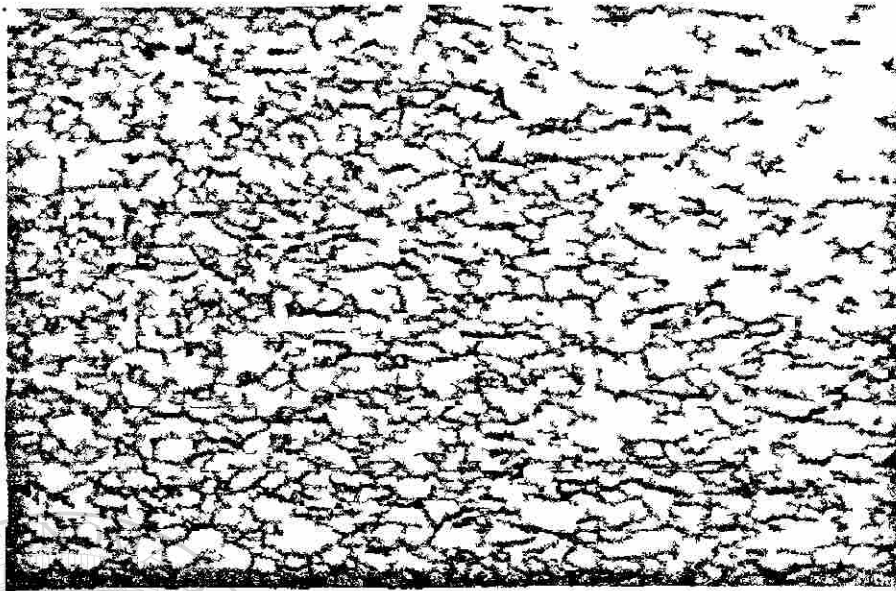


Fig. A-72. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 6 horas de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

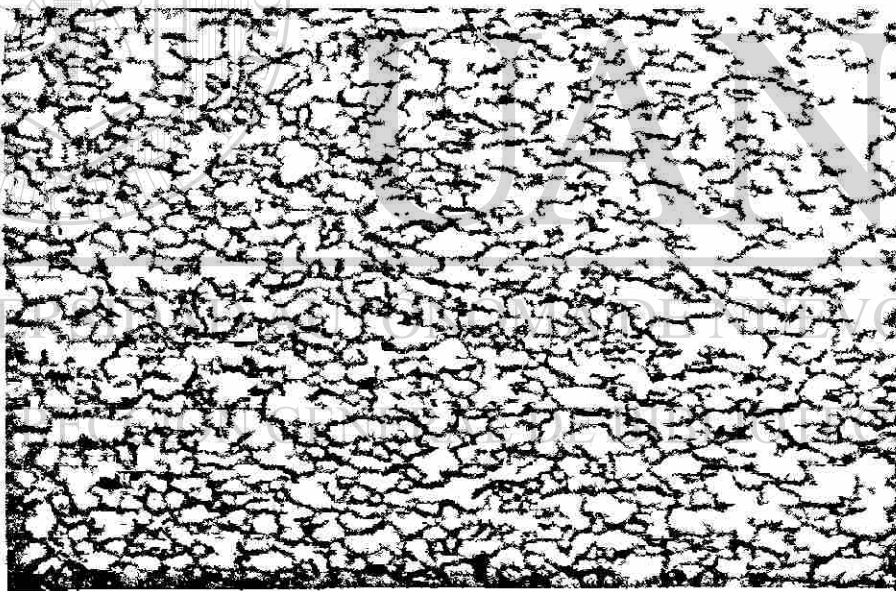


Fig. A-73. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 9 horas de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

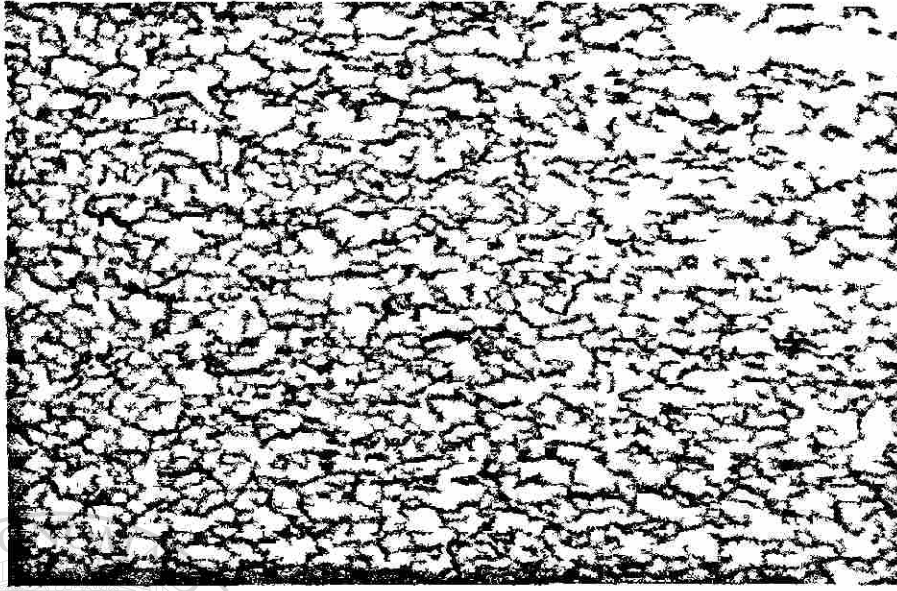


Fig. A-74. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 12 horas de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

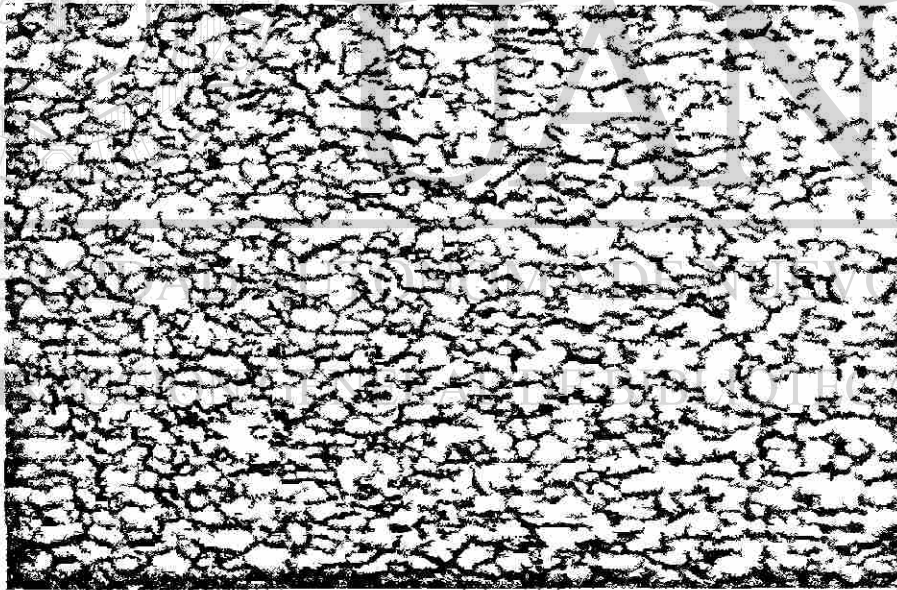


Fig. A-75. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 15 horas de proceso, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

400X

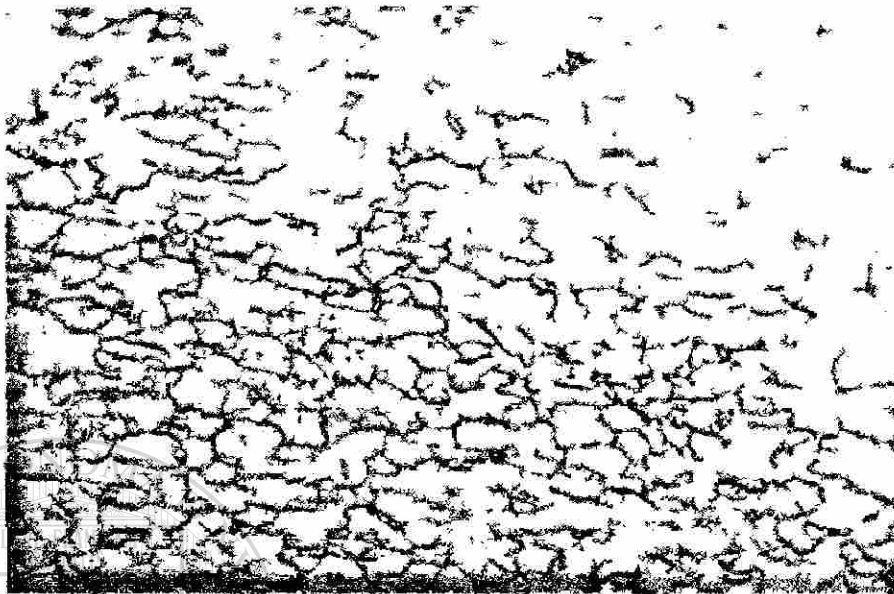


Fig. A-76. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 0.25 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

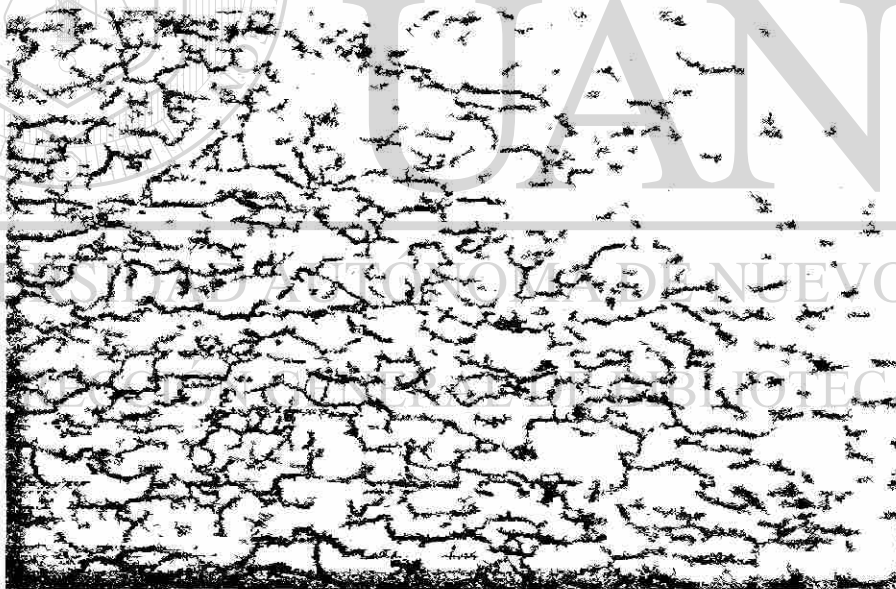


Fig. A-77. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 0.50 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

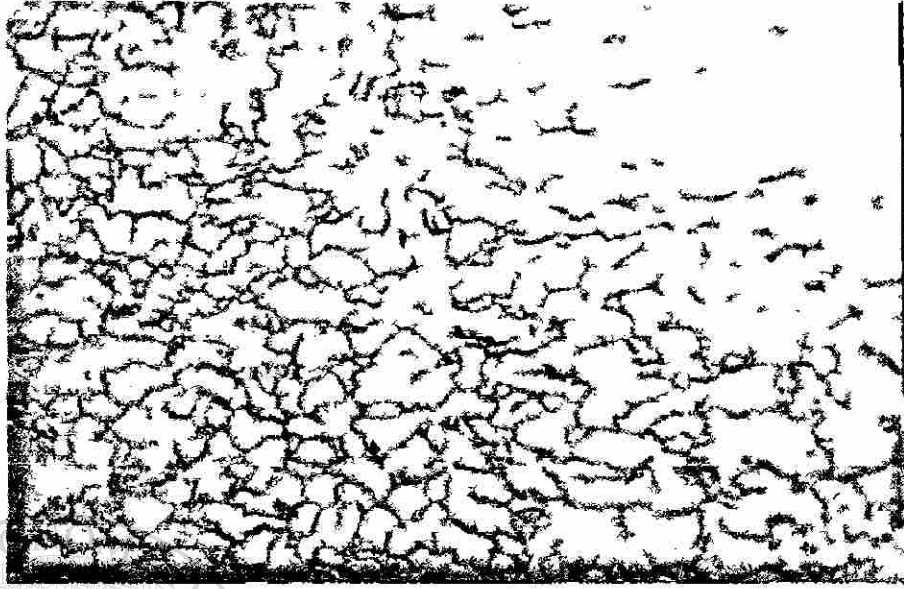


Fig. A-78. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 1 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

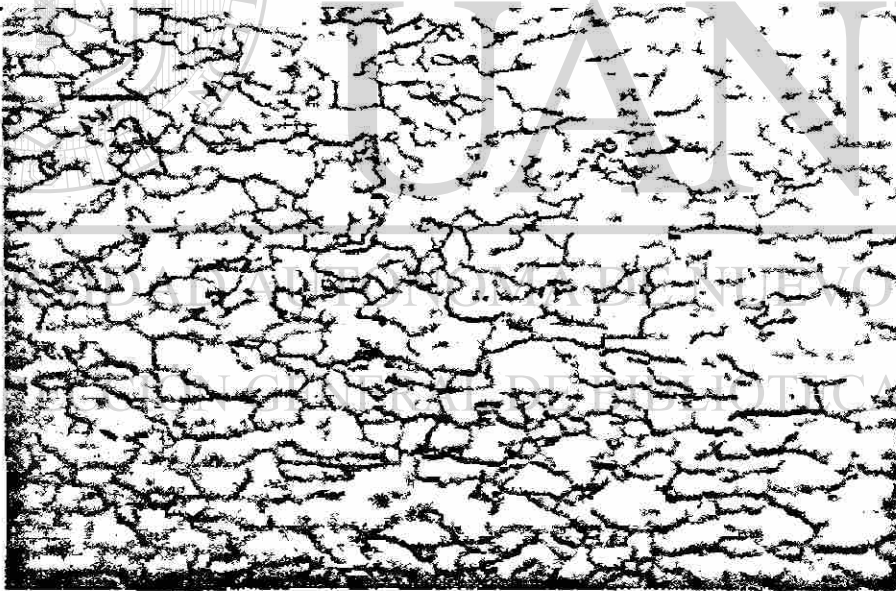


Fig. A-79. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 2 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

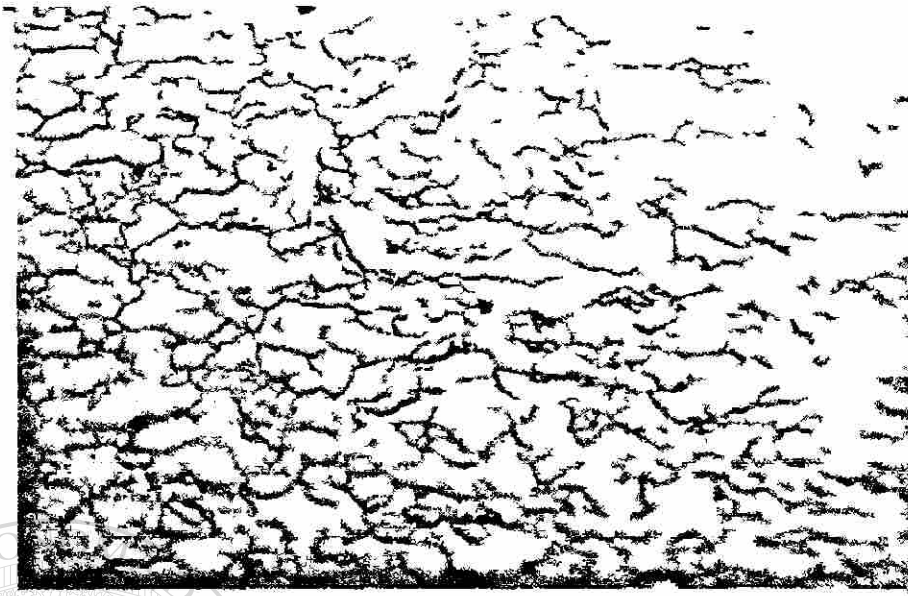


Fig. A-80. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 3 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

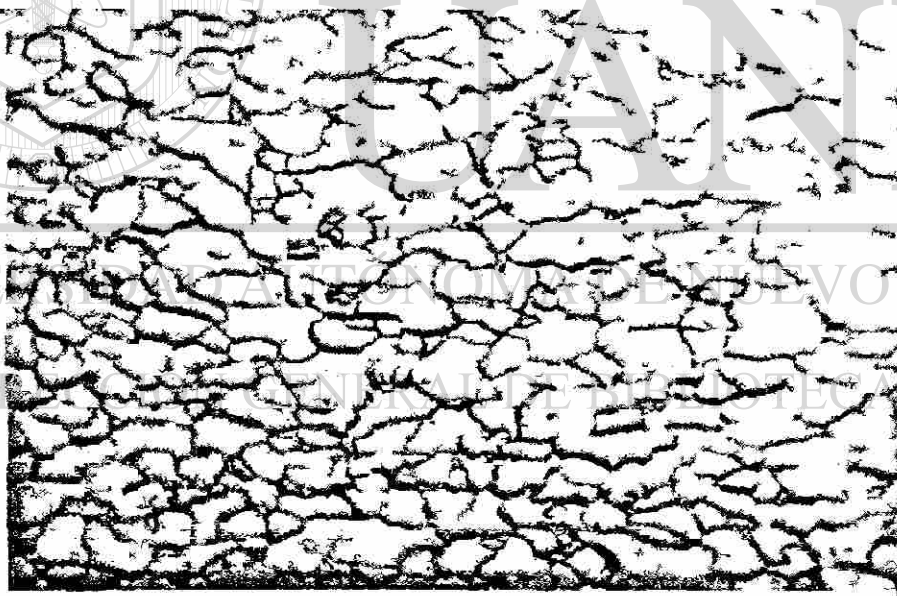


Fig. A-81. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 6 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

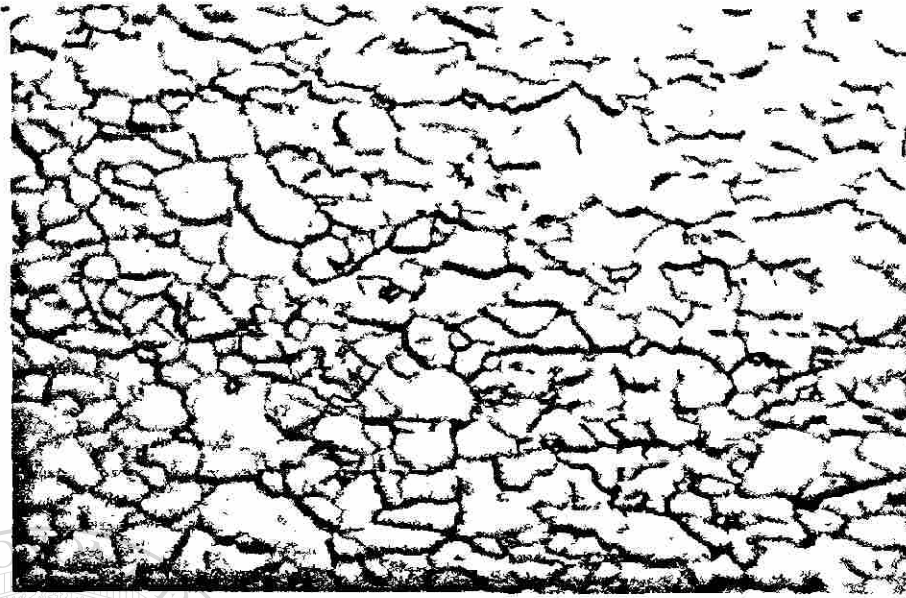


Fig. A-82. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 9 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

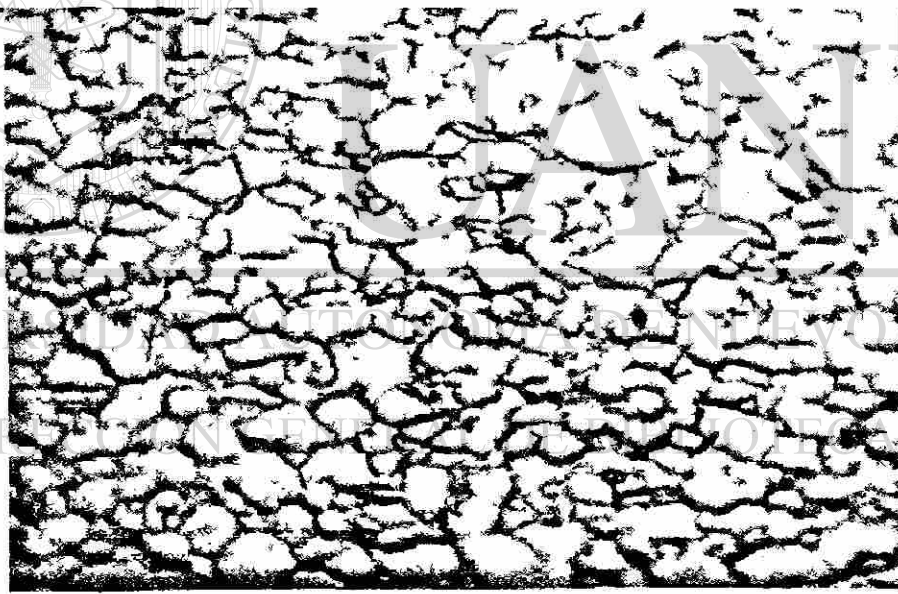


Fig. A-83. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 12 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

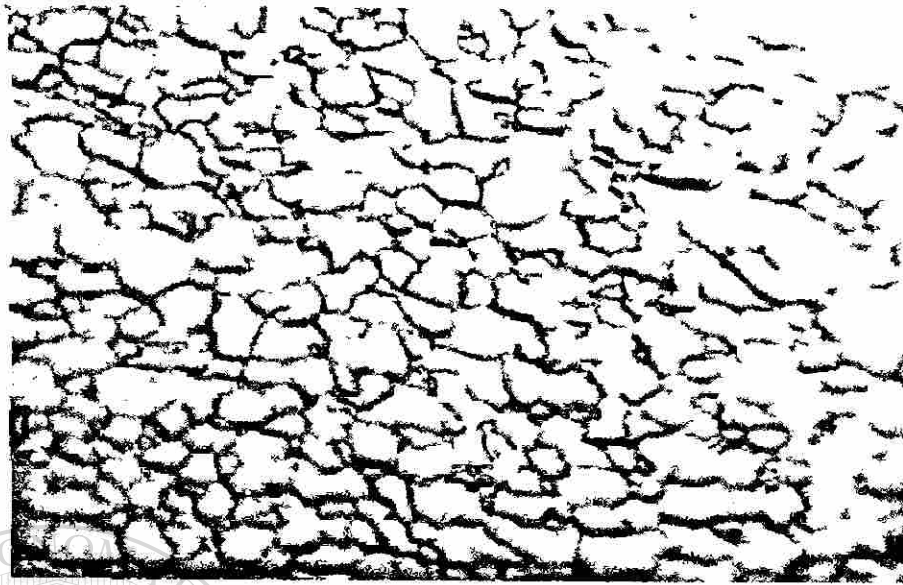
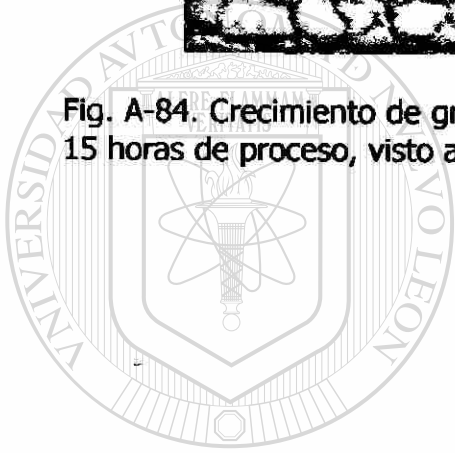


Fig. A-84. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 15 horas de proceso, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



MICROESTRUCTURAS 710B

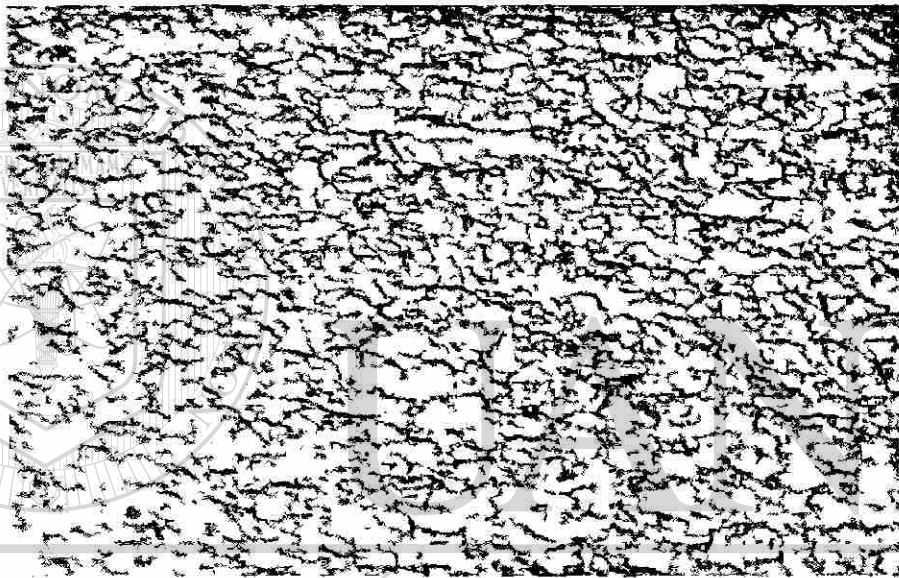


Fig. A-85. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 0.25 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

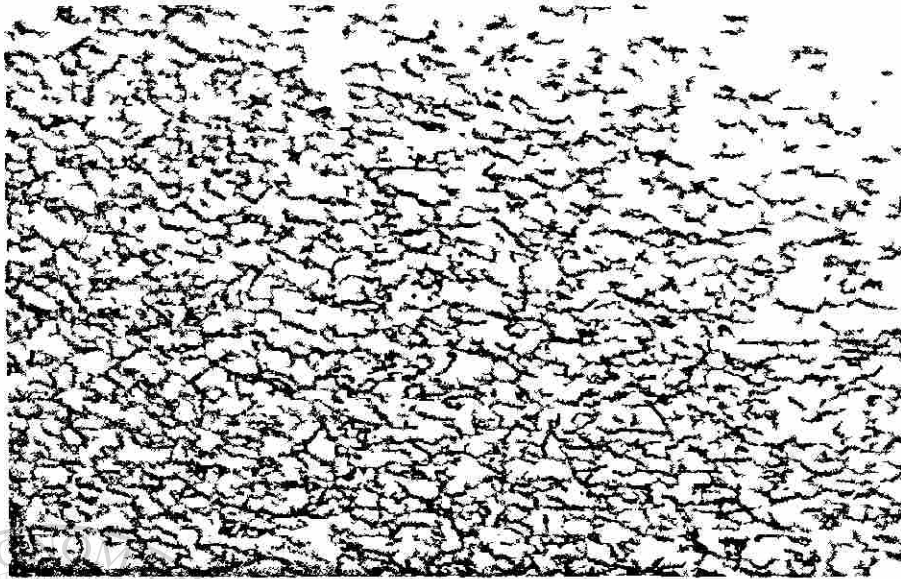


Fig. A-86. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 0.50 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

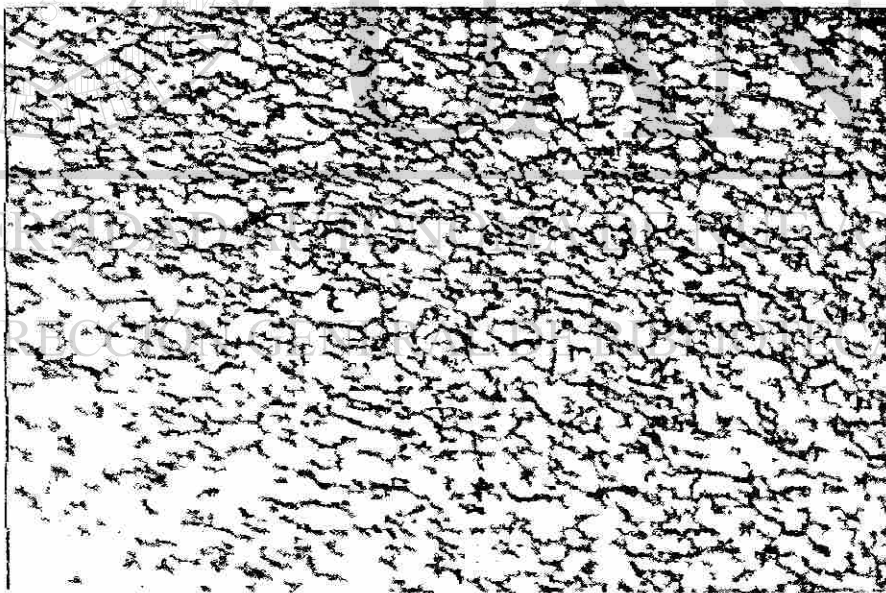


Fig. A-87. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 1 hora de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

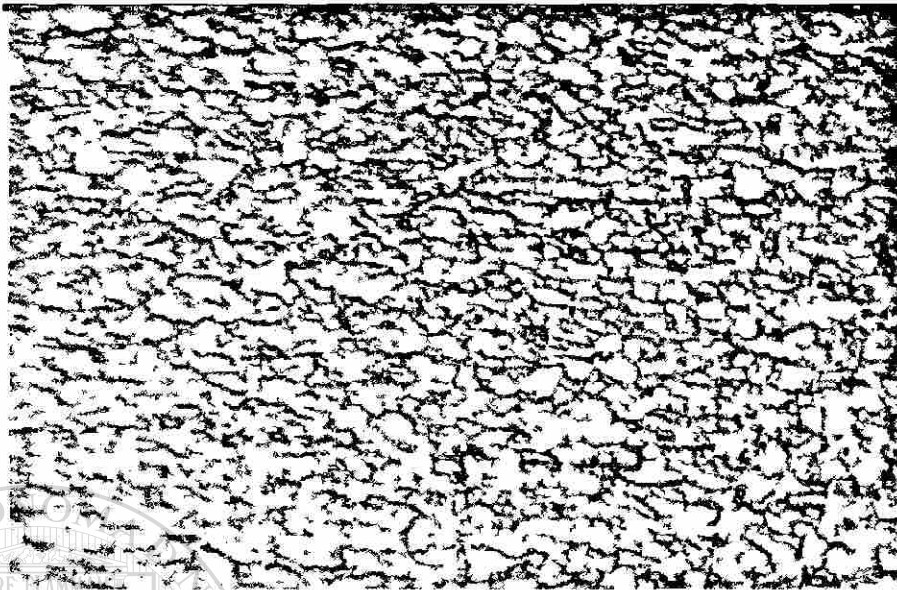


Fig. A-88. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 2 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

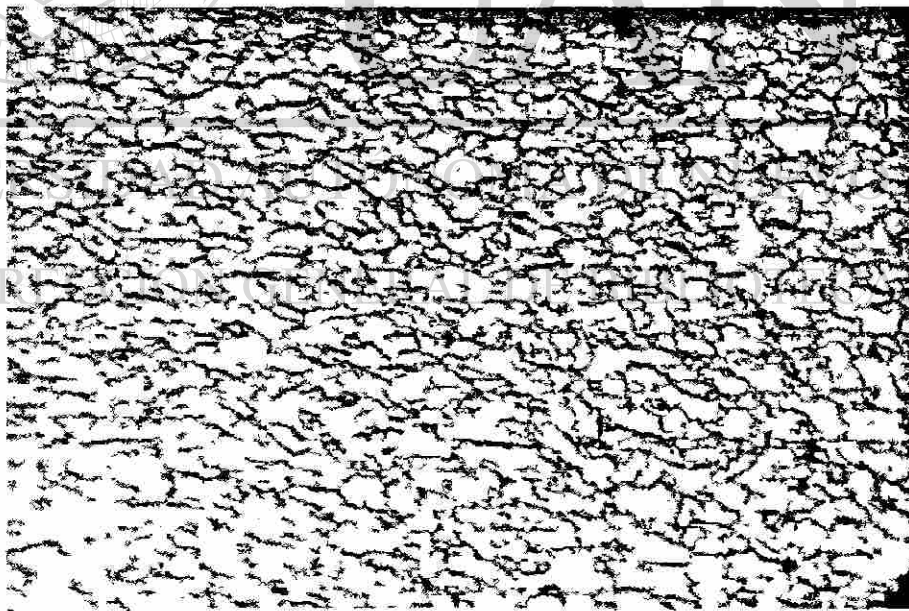


Fig. A-89. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 3 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

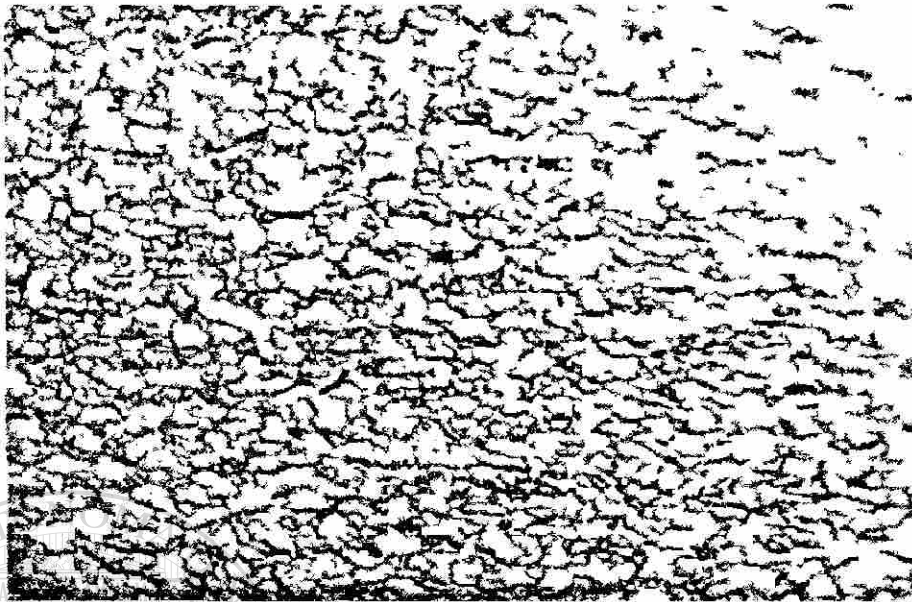


Fig. A-90. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 6 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

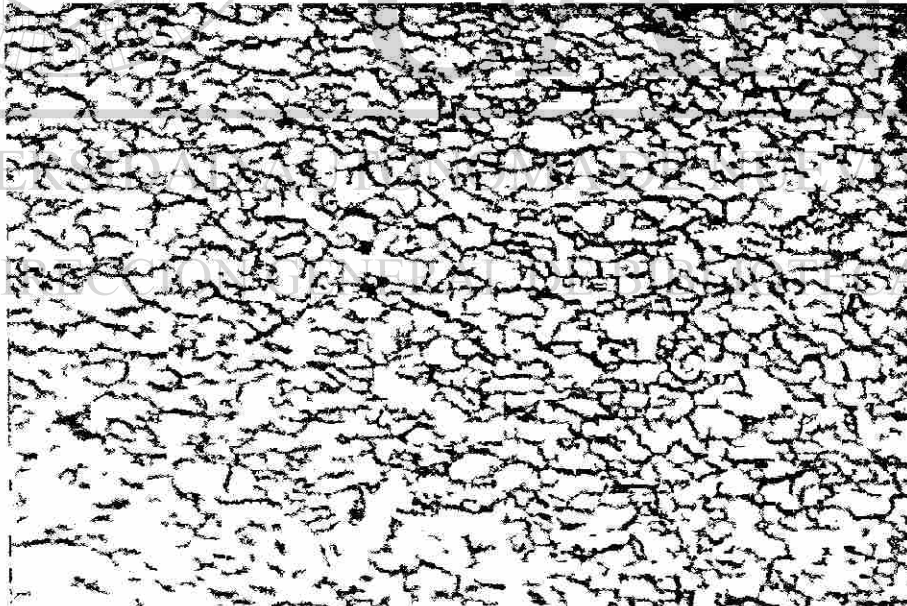


Fig. A-91. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 9 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%



Fig. A-92. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 12 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%



Fig. A-93. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 15 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 200X y con un ataque de Nital al 5%

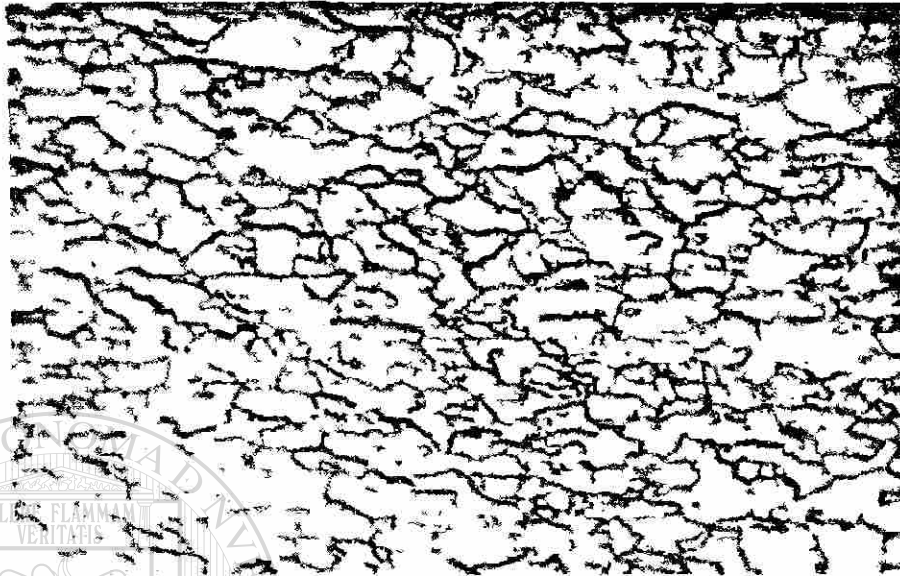
400X

Fig. A-94. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 0.25 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

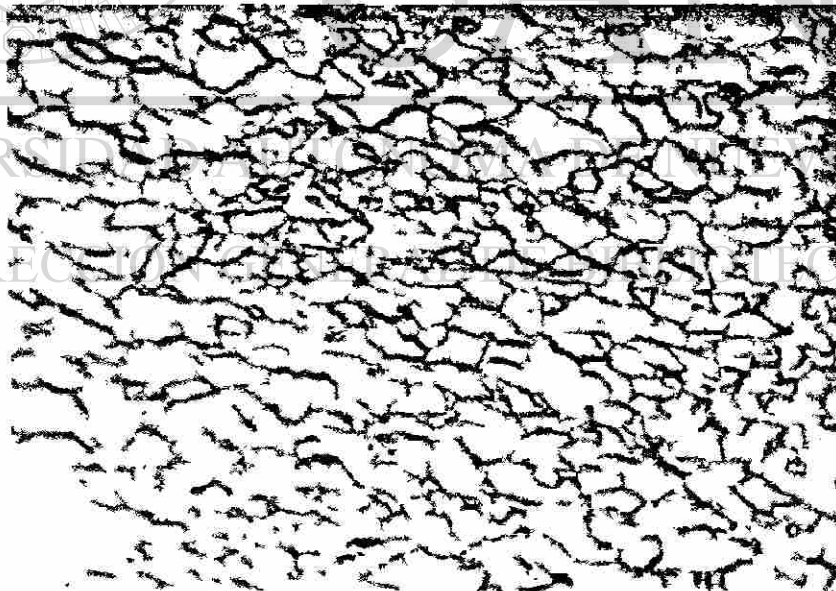


Fig. A-95. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 0.50 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

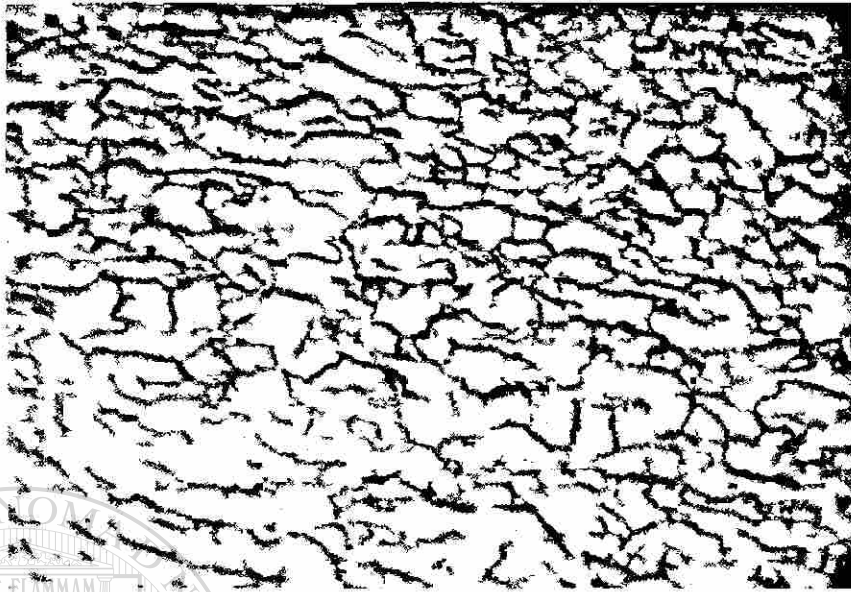


Fig. A-96. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 1 hora de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

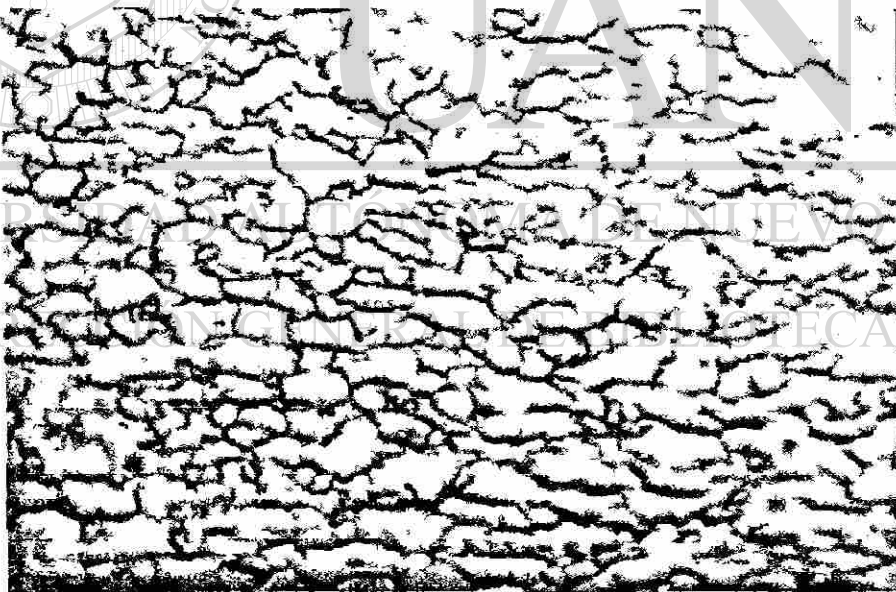


Fig. A-97. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 2 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

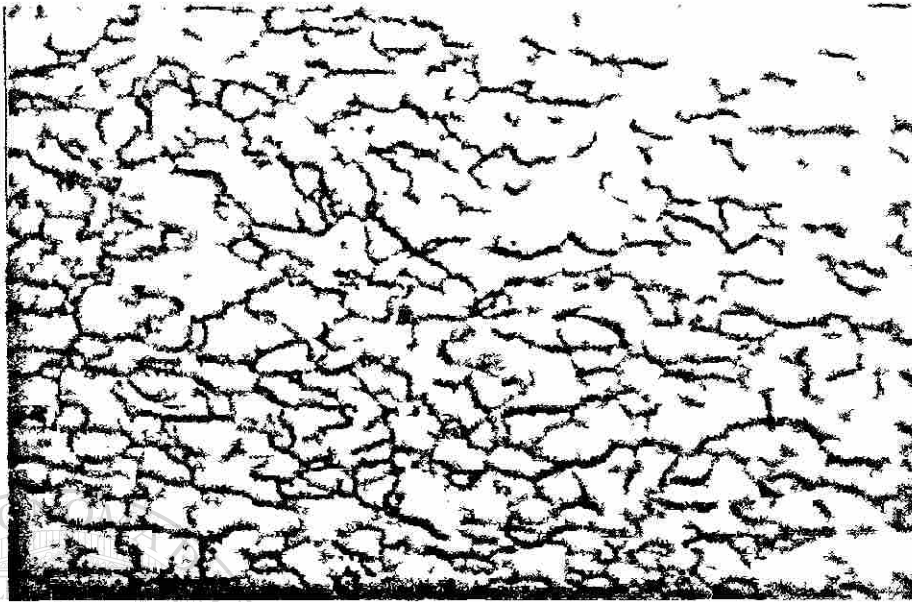


Fig. A-98. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 3 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

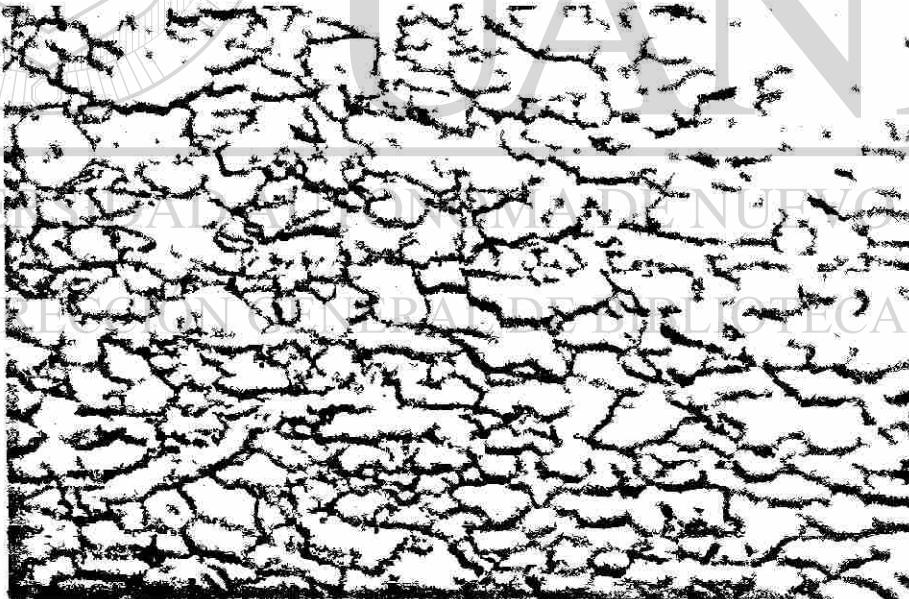


Fig. A-99. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 6 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

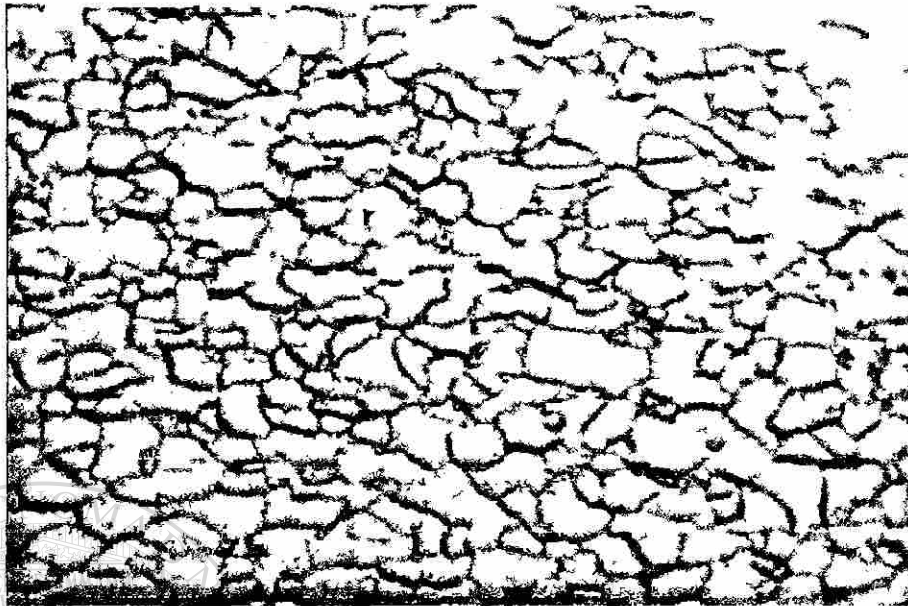


Fig. A-100. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 9 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

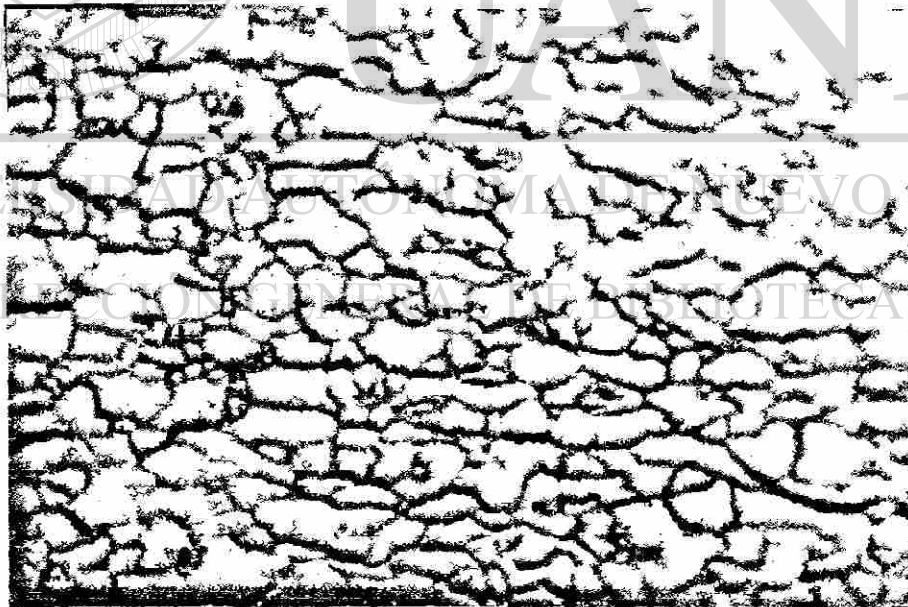


Fig. A-101. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 12 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

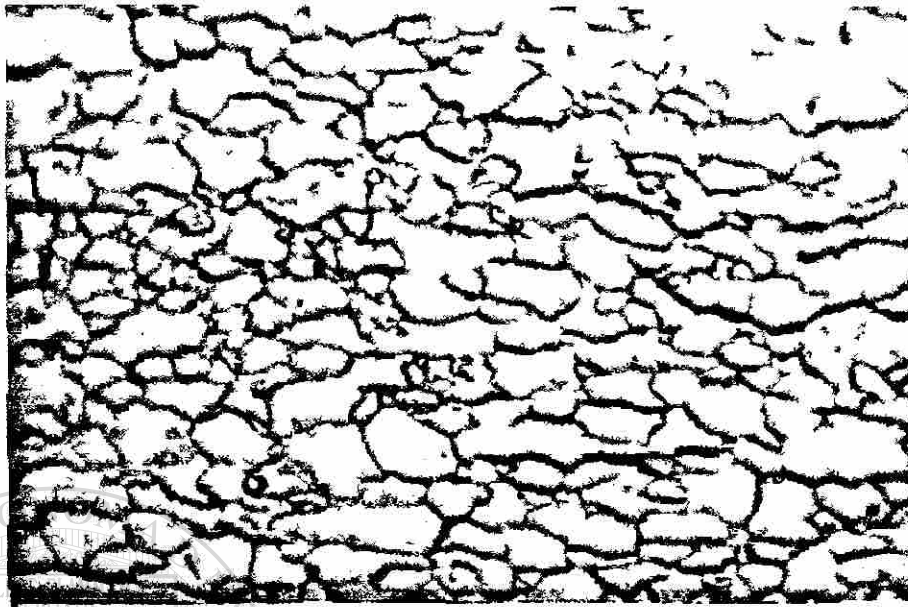


Fig. A-102. Crecimiento de grano del acero SAE 1006, ciclo de recocido a 710°C X 15 horas de proceso con zona de precalentamiento a 400°C X 1 hora, visto a 400X y con un ataque de Nital al 5%

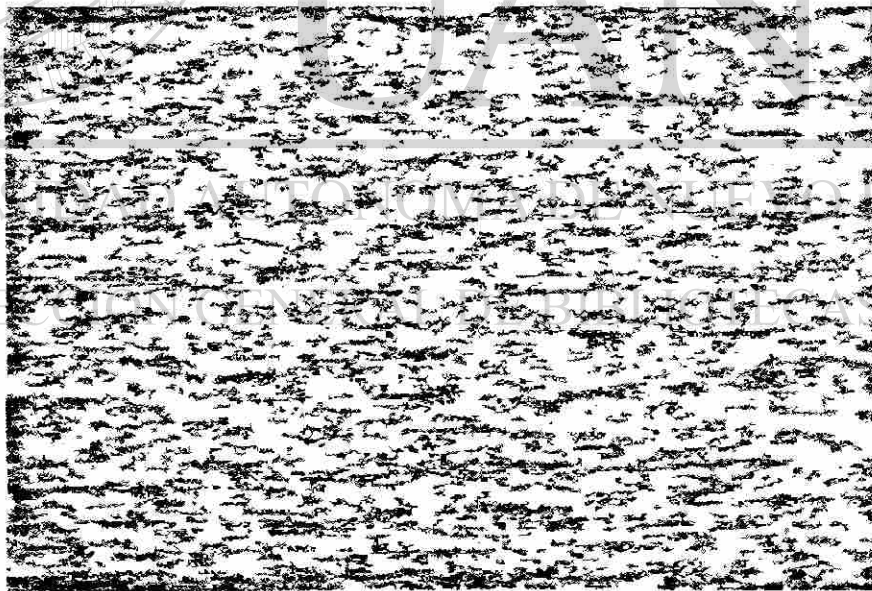


Fig. A-103. Fotografía que muestra grano deformado del material rolando en frío con 57.8% de reducción, sin proceso de Recocido, Nital 5%, 100X.

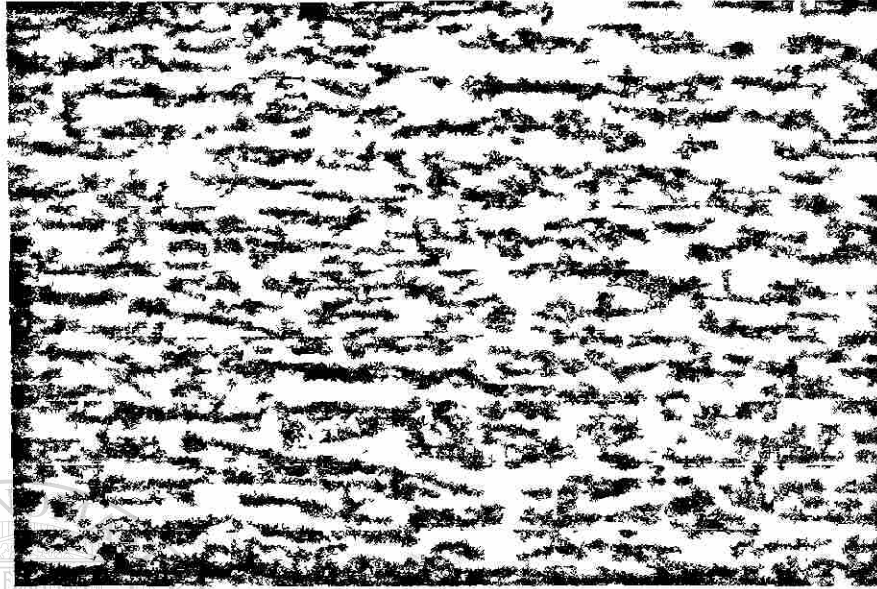


Fig. A-104. Fotografía que muestra grano deformado del material rolando en frío con 57.8% de reducción, después del proceso de precalentamiento a 400°C, Nital 5%, 200X.

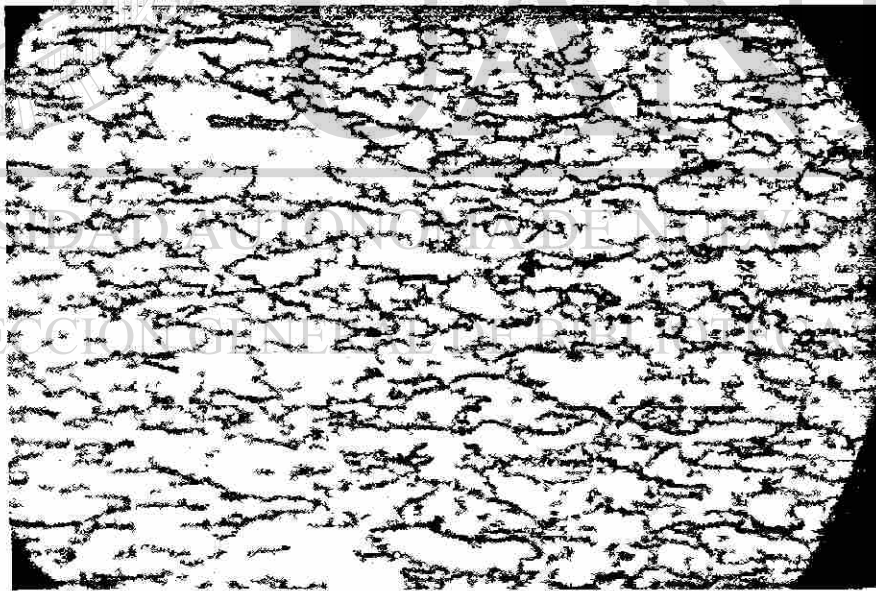


Fig. A-105. Fotografía que muestra grano recocido en horno de campana, rolando en frío con 57.8% de reducción, Nital 5%, 200X.

LISTA DE FIGURAS

- Figura 3-01.** Ilustración de una celda de cuerpo centrada en el cuerpo y un sistema de deslizamiento.....84
- Figura 3-02.** Dislocación en una vértice de un cúbico simple.....84
- Figura 3-03.** Efecto de las Imperfecciones en un esfuerzo de corte crítico.....85
- Figura 3-04.** Dislocaciones entrelazadas en un hierro deformado a 25°C. (a) deformación del 1%, (b) deformación del 3.5%, (c) deformación del 9%, (d) deformación del 20%. (micrografías de electrones de transmisión, aproximadamente 25,000X).....85
- Figura 3-05.** Ejemplo de un formado inestable en una copa de troquelado profundo.....86
-
- Figura 3-06.** Micrografía que muestra una estructura de grano ondulada en una sección transversal de alambre de tungsteno (J. F. Peck).86
- Figura 3-07.** Micrografía que muestra piel de naranja (rugosa, área de cedencia en la parte media superior de la micrografía) en la superficie del acero ligeramente pulido y plásticamente deformado. (D. A. Chatfield).86
- Figura 3-08.** Micrografía que muestra bandas de deslizamiento en dos planos en un cristal simple de una aleación de Co-8Fe que fue pulida y deformada plásticamente.87
- Figura 3-09.** Micrografía que muestra bandas de deformación en (100) la superficie de un cristal simple de una aleación de Co-8Fe que fue deformada un 44%, pulida y ligeramente después deformada.87

- Figura 3-10.** Micrografía que muestra bandas de retorcedura que fue producida en un cristal simple de zinc por compresión axial.87
- Figura 3-11.** Micrografía que muestra bandas de Luder (áreas rugosas), las cuales se propagaron a lo largo de la longitud de un espécimen de acero recocido que fue probado en tensión.88
- Figura 3-12.** Grado de orilla de corte.....88
- Figura 3-13.** Arreglo esquemático de la estación de un molino y sus equipos auxiliares comprendiendo una estación de 5 estaciones del molino de reducción. La sección oscura del molino representa el castillo del molino de las estaciones del molino 4Hi. Solamente un rodillo de trabajo de cada estación se indica de color negro.....88
- Figura 4-01.** Ciclos térmicos y microestructura resultante obtenida de los cuatro diferentes tipos de recocido (C.T. Temperatura crítica del diagrama de hierro carburo de hierro – 721°C).....89
- Figura 4-02.** Horno de recocido de campana, Atmósfera Nitrógeno, Dibujo esquemático del horno de campana, Cortesía de Cintacero.....90
- Figura 4-03.** Dispersión térmica para HICON/H2 y HNL convencional.....91
- Figura 4-04.** Esquema de las tres etapas del recocido de una estructura trabajada en frío, o es la propiedad del material blando o recocido, antes de ser trabajado en frío; TF es la propiedad del material trabajado en frío, antes del recocido.....91
- Figura 4-05.** Cambios de resistividad eléctrica (curva superior) y de densidad (curva inferior) durante recuperación.....91
- Figura 4-06.** Patrones de esfuerzos residuales establecidos en barras de acero 1045 roladas en frío con 20% de reducción, de 43 a 38 mm de diámetro; (centro) patrones de esfuerzos residuales después del alivio mecánico de esfuerzos con enderezado rotatorio; (derecha) patrones de esfuerzos residuales después del alivio térmico de esfuerzos a dos temperaturas.....92

- Figura 4-07.** Las marañas de dislocaciones en la estructura trabajada en frío se reorganizan para formar una estructura poligonal, o de subgranos, dentro de los granos deformados TF en (b) durante la recuperación.....92
- Figura 4-08.** Muestra ilustra un hierro rolado en frío, después de recuperación durante el subsecuente calentamiento, la estructura es típica de ferrita altamente deformada y recuperada, consiste de arreglos de dislocaciones y suburbanos.93
- Figura 4-09.** Esquema del inicio de la recristalización (izquierda) y de la microestructura totalmente recristalizada (derecha).....93
- Figura 4-10.** Fracción, X, del volumen que recristaliza en función del tiempo durante un proceso isotérmico.....93
- Figura 4-11.** Cristal de hierro con 75% de reducción y parcialmente recristalizado. Un grano recristalizado (claro) tiene un crecimiento dentro de la matriz deformada.94
- Figura 4-12.** Micrografía de un acero de bajo carbón (0.05%) que fue deformado y casi completamente recristalizado. Libre de grandes dislocaciones y subgranos, los granos (oscuros) han crecido dentro de la matriz recuperada (clara), la cual contiene suburbanos.94
-
- Figura 4-13.** Efecto de la temperatura sobre el tamaño de grano recristalizado.94
- Figura 4-14.** Crecimiento de grano en una aleación de titanio y vanadio, durante un tiempo prolongado de recocido, amplificación 2X.95
- Figura 4-15.** Crecimiento de grano o recristalizado normal y anormal, o secundario, después de la recristalización primaria.95
- Figura 4-16.** Formación signoidal de la textura de cubo en Fe-3%Si durante la recristalización secundaria.....95
- Figura 4-17.** Microestructuras que muestran la influencia de temperatura de calentamiento en el tamaño de grano en un acero de 0.45% de carbono.96

- Figura 4-18.** Dependencia de r y de la textura recocida $\{111\}$ respecto a la cantidad de trabajo en frío.....96
- Figura 4-19.** Dependencia de la Anisotropía de planos, Δr , respecto a la reducción en frío.....96
- Figura 4-20.** La formación o no de "orejas" depende de la velocidad de Anisotropía planar, Δr , la cual, a su vez, depende de la reducción en frío previa al recocido, como se muestra en la figura 4-19. Los números sobre los vasos corresponden a la reducción en frío, y los valores Δr correspondientes a estas reducciones se obtienen a partir de la figura 4-19. La línea de cada vaso indica la dirección de laminación.....97
- Figura 4-21.** Componentes fundamentales del proceso de embutido.....97
- Figura 4-22.** Etapas sucesivas del embutido de un blank para elaborar un vaso.....97
- Figura 4-23.** Estado de los esfuerzos en el embutido de un vaso; en la pestaña es cortante puro; en la pared es de tensión.....98
- Figura 4-24.** Espécimenes de ensayo en las direcciones L, T y a 45° respecto a la dirección de laminación.....98
- Figura 4-25.** Las curvas de la parte superior representan la variación característica de la velocidad de deformación plástica con la dirección de ensayo en la lámina de acero de bajo carbono. La velocidad de deformación media, r , de cada una de las gráficas es un parámetro relacionado con la embutibilidad según el tamaño relativo de los vasos de la parte inferior.....98
- Figura 4-26.** (Derecha), Esquema del proceso de estirado, donde se muestra como se estira el blanco de manera semejante a lo que ocurre en el ensayo de tensión simple; (izquierda) respuesta conceptual del blanco en un ensayo de tensión.....99
- Figura 6-01 -** Curvas de proceso para los ciclos de recocido a 630°C , 670°C y 710°C100

Figura 6-02 - Dureza Rockwell 30T (núcleo) vs. tiempo log (min), en un Acero SAE 1006, Recocido a 630°C, 670°C y 710°C Ciclo A con 57.8% de TF.	100
Figura 6-03 - Dureza Rockwell 30T (núcleo) vs. tiempo log (min), en un Acero SAE 1006, Recocido a 630°C, 670°C y 710°C Ciclo B con 57.8% de TF.	101
Figura 6-04 - Dureza Rockwell 30T (núcleo) vs. Tiempo log (min), Comparación del ciclo A vs. B a una temperatura de 710°C.....	101
Figura 6-05 - Dureza Rockwell 30T (núcleo) vs. Tiempo log (min), Comparación del ciclo A vs. B a una temperatura de 670°C.....	102
Figura 6-06 - Dureza Rockwell 30T (núcleo) vs. Tiempo log (min), Comparación del ciclo A vs. B a una temperatura de 630°C.....	102
Figura 6-07 - Área del grano (μm^2) vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres a rangos de temperatura, Ciclo A.....	103
Figura 6-08 - Área del grano (μm^2) vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres a rangos de temperatura, Ciclo B.....	103
Figura 6-09 - Relación de Aspecto vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres a rangos de temperatura, Ciclo A.....	104
Figura 6-10 - Relación de Aspecto vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres a rangos de temperatura, Ciclo B.....	104
Figura 6-11 - Área del grano (μm^2) vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF, comparación del Ciclo A y B a 710°C...105	105
Figura 6-12 - Área del grano (μm^2) vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF, comparación del Ciclo A y B a 670°C...105	105
Figura 6-13 - Área del grano (μm^2) vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF, comparación del Ciclo A y B a 630°C...106	106

- Figura 6-14** - Relación de Aspecto vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a 670°C, Comparación del Ciclo A y B.....106
- Figura 6-15** - Relación de Aspecto vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a 630°C, Comparación del Ciclo A y B.....107
- Figura 6-16** – Diámetro del grano (μm) vs. Tiempo de proceso log (min.) para un acero SAE 1006 con 57.8%TF. Recocido a tres a rangos de temperatura, Ciclo A.....107
- Figura 6-17** - Diámetro del grano (μm) vs. tiempo de proceso log (min) para un acero SAE 1006 con 57.8% de TF, recocido a tres rangos de temperaturas, Ciclo B.....108
- Figura 6-18** – Curva de esfuerzo – deformación ingenieril, influencia del tiempo en las propiedades mecánicas de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 630°C, Ciclo A.....108
- Figura 6-19** – Curva de esfuerzo – deformación ingenieril, influencia del tiempo en las propiedades mecánicas de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 670°C, Ciclo A.....109
-
- Figura 6-20** – Curva de esfuerzo – deformación real, influencia del tiempo en las propiedades mecánicas de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, Ciclo A.....109
- Figura 6-21** – Comparativo del esfuerzo de cedencia (0.2%) vs. tiempo de proceso log (min) de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, 670°C y 630°C.110
- Figura 6-22** - Comparativo del esfuerzo de último vs. tiempo de proceso log (min) de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, 670°C y 630°C110
- Figura 6-23** – Comparativo del coeficiente de endurecimiento "n" vs. Tiempo de proceso log (min). de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, 670°C y 630°C.111

- Figura 6-24** – Comparativo del coeficiente de resistencia "K" vs. tiempo de proceso log (min) de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, 670°C y 630°C.....111
- Figura 6-25** – Comparativo de " r_m " vs. tiempo de proceso log (min) de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, 670°C y 630°C.112
- Figura 6-26** - Comparativo de " Δr " vs. tiempo de proceso log (min) de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, 670°C y 630°C.112
- Figura 6-27** - Influencia del tiempo en el Sult, So y K, acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF con recocido a 710°C.....113
- Figura 6-28** - Influencia del tiempo en el Sult, So y K, acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF con recocido a 670°C.....113
- Figura 6-29** - Influencia del tiempo en el Sult, So y K, acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF con recocido a 630°C.....114
- Figura 6-30** - Influencia del tiempo en "n" y "e", acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF con recocido a 710°C.....114
- Figura 6-31** - Influencia del tiempo en "n" y "e", acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF con recocido a 670°C.....115
- Figura 6-32** - Influencia del tiempo en "n" y "e", acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF con recocido a 630°C.....115
- Figura 6-33.** Curva de esfuerzo – deformación real, influencia del tiempo en las propiedades mecánicas de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 630°C, Ciclo A.....116
- Figura 6-34.** Curva de esfuerzo – deformación real, influencia del tiempo en las propiedades mecánicas de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 670°C, Ciclo A.....116
- Figura 6-35.** Curva de esfuerzo – deformación real, influencia del tiempo en las propiedades mecánicas de un acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF recocido a 710°C, Ciclo A.....117

LISTA DE TABLAS

Tabla 2-01. Composiciones químicas del acero al carbón solamente aplicable a formas estructurales, placas, cintas, láminas y tubo soldado.....118

Tabla 2-02. Propiedades mecánicas y grados de temple de acuerdo al espesor sobre la base de la ASTM A109².....119

Tabla 3-01. Clasificación de productos por tamaño del plano del acero al carbón rolado en frío.119

Tabla 4-01- Texturas de deformación y de recocido de diferentes estructuras cristalinas metálicas.....120

Tabla 4-02-Valores para n y K para metales a temperatura ambiente.....120

Tabla 6-01- Resultados de pruebas mecánicas y anisotropía del acero SAE 1006, de 0.079" de espesor con 57.8% de TF y 16% de TF con recocido a 630°C, actual proceso de operación..... 121

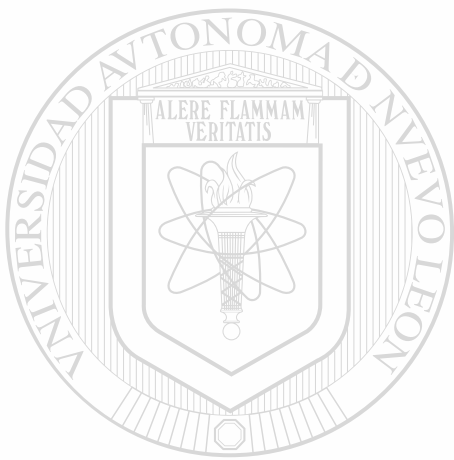
Tabla 6-02- Resultados del análisis químico del acero rolado en frío sin recocido de 0.079" de espesor con 57.8% de TF.....121

Tabla 6-03 – Resultado del ensayo de dureza Rockwell en escala 30T (núcleo), acero SAE 1006, 57.8% de TF, con ciclos A y B de recocido.....122

Tabla 6-04 – Resultados del análisis Metalográfico de un acero SAE 1006, con 57.8% de TF, Recocido en tres rangos de temperatura (630°C, 670°C y 710°C) Ciclos A y B.....125

Tabla 6-05 - Valores de propiedades mecánicas para la segunda etapa del proceso de recocido, ciclo A, sin zona de precalentamiento, acero SAE 1006, con 57.8% de TF.....126

Tabla 6-06 - Valores de "r" y " Δr " para la segunda etapa del proceso de recocido, ciclo A, sin zona de precalentamiento, acero SAE 1006, con 57.8% de TF.....127



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

GLOSARIO

Anisotropía – Material no isótropico, tiene diferentes propiedades en diferentes direcciones, así los cristales del sistema isométrico son ópticamente isotrópicos, pero todos los demás cristales son anisotrópicos.

Anisotropía planar (Δr) – es la variación de la relación de deformación en diferentes direcciones en el plano de la lámina. Es un valor diferente de cero no uniforme en extensión del material en algunas direcciones.

Bandas de corte - Se forman durante el rolado la lámina. Estas bandas constituyen una estructura planar que está orientada paralelamente a la dirección transversal de la lámina e inclinada 30° a 60° del rolado.

Bandas de deformación - Son parte de un cristal que han sido rotadas en diferentes direcciones durante la deformación, produciendo bandas de diferentes orientaciones dentro de un cristal. En algunos casos, esta rotación resulta de la operación de diferentes estaciones del sistema de deslizamiento.

Bandas de retorcedura - Son bandas de deformación que se identifican por el cambio abrupto en la orientación del vértice que ocurre a través de sus fronteras. Los límites de las bandas de retorcedura frecuentemente caen en una relación que se atribuye a una acumulación de dislocaciones primarias del mismo signo.

Defectos cristalinos - Debido a las técnicas de difracción de rayos x estos pueden detectar la flexión de los vértices en los planos cristalinos y localizar la rotación del vértice, a la vez proveen frecuentemente evidencia indirecta de los defectos cristalinos en el formado de metales. Sin embargo la alta resolución y magnificación del microscopio electrónico de transmisión provee finalmente en directo, una fina escala de observación y permite que la formación de estructuras por deformación plástica sea descrita y clasificada en términos de defectos cristalinos individuales que están presentes.

Deformación dobles - Son parte de cristales que han sido deformados por corte homogéneo, un tipo de corte que se reorienta al vértice dentro de una imagen proyectada del vértice patrón. Las bandas de deformaciones dobles son de forma parecida a placas o lentes y su plano puede ser determinado por el análisis de dos superficies no paralelas.

Deformaciones inducidas por transformaciones de fases - Son transformaciones de fases que ocurren durante deformaciones plásticas, un ejemplo de este tipo de transformación es la producción de martensita en el acero austenítico por trabajo en frío en el rango de temperatura de M_d - M_s . Si la transformación involucra un incremento de volumen, será promovida por la tensión hidrostática y suprimidos por compresión.

Densidad - La densidad del material es definida como la masa del material por unidad de volumen. El agua tiene una densidad de $1.0 \times 10^3 \text{ kg/mm}^3$, donde el acero tiene una densidad de acuerdo a norma ASTM de $7.85 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$.

Dipolos y Multipolos - Un dipolo es la alineación paralela de dos grados de dislocaciones de signos opuestos. Un dipolo es frecuentemente formado de dos segmentos de una línea de dislocación en movimiento.

Dureza Knoop – Unidad de dureza del metal introducida en 1939. La prueba Knoop es similar a la prueba Vickers en la que un penetrador de diamante es utilizado para indentar la muestra a ser probada, aquí se utiliza un diamante romboédrico mas que un diamante piramidal. Es similar a la prueba Rockwell en la que la unidad de dureza es la profundidad de la penetración mas que su área. El resultado es medido en kilogramos por fuerza por milímetros cuadrados pero es una medida empírica, sin unidades.

Dureza Rockwell – Unidad de medida de dureza introducida en por Rockwell en 1922. En una prueba Rockwell, un penetrador marca una indentación en el metal dentro de dos cargas constantes, una carga menor (generalmente de 10kgs) y después una carga mayor. La diferencia en la profundidad de penetración entre las cargas provee la medida de dureza, usualmente leída de un calibrador de la máquina de prueba. Existen varias escalas Rockwell para diferentes rangos de dureza. La más común es la escala B (HRB), para lo cual un balín de acero es usado como penetrador, y la escala C (HRC), en la cual un diamante cónico se utiliza. La escala B es apropiada para materiales suaves, la escala C para materiales duros. Los números de dureza Rockwell no son proporcionales a la dureza Vickers.

Dureza Vickers – Unidad de medición de dureza introducida por Vickers en 1922. En la prueba Vickers un diamante piramidal es presionado en el material a ser probado. La dureza Vickers es la cantidad de fuerza aplicada por el diamante dividido por el área de la indentación del diamante hecha en el material; en la practica el diagonal de la indentación piramidal es medida y el resultado, se calcula en kilogramos por fuerza por milímetro cuadrado, y es leído en una tabla. (Las lecturas son unidades empíricas, sin unidades).

Envejecimiento, - Es un término aplicado al cambio en las propiedades de un acero al carbón que puede ocurrir con el tiempo. Estos cambios incluyen un

incremento en la resistencia tensil y un decremento en la elongación total, Aun más, la elongación en el punto de cedencia puede incrementarse en el temple, puede manifestarse irregularidades en la superficie, (como líneas de Luder ó líneas de fluencia) durante el formado que pueden restar capacidad de usos en partes expuestas. El envejecimiento resulta de la presencia de nitrógeno y carbón intersticial.

Estructura de grano ondulado. - Es un fenómeno de grano se observa en secciones transversales de trazos de alambre de estructura de cúbica centrada en el cuerpo; también ocurre en metales cúbica centradas en la cara simétricamente comprimidos en grandes deformaciones.

Fibras Mecánicas - Se refiere a la elongación y alineación de los límites internos y segundas fases en direcciones correspondientes a la dirección del flujo del metal durante el proceso de deformación. La fibración frecuentemente esta asociada con propiedades mecánicas anisótropicas.

Inestabilidad

Isotropía – Material que tiene las mismas propiedades en todas direcciones, específicamente, elásticas en todas direcciones.

Jogs - Un jog es un corte, segmento transversal de una línea de dislocación, adquirida por una dislocación en movimiento que tiene una intersección de bastantes dislocaciones.

Líneas de deslizamiento - Son trazos visibles de planos de deslizamiento. Los cuales son causados por el movimiento relativo o transferencia del material en lados opuestos de los planos de deslizamiento. El término "banda de deslizamiento" es algunas veces utilizado para referirse a una sección de líneas de deslizamiento.

Líneas de flujo - Usualmente son líneas que son visibles en una superficie que ha sido atacada de forjado; líneas de flujo que forman un patrón sugestivo de la dirección y se extienden del metal en movimiento que ocurre durante la deformación.

Líneas de Luder - Llamadas bandas de Luder por deformaciones de estiramiento, las cuales se encuentran comúnmente en láminas de acero de troquelado extraprofundo. Son visibles como superficies de marcas, o superficie rugosa, causada por una homogénea cedencia (discontinuidad) durante el formado del metal. La cedencia plástica ocurre dentro de líneas de Luder pero no afuera de ellos.

Marcas de deformación - Líneas que son visibles en una superficie que ha sido pulida y atacada después del flujo plástico. Estas líneas definen los trazos de los planos internos en los cuales el esfuerzo cortante plástico aparece debido a un ataque en dislocaciones concentradas en la superficie cortante.

Orejas (formado) – La tendencia para un material que siendo plásticamente deformado (prensado del producto) presenta orillas irregulares debido a la textura del material.

Piel de naranja - Superficie rugosa, producida por la deformación plástica del material policristalino; Esto es causado por la anisotropía de las propiedades del flujo del cristal.

Porcentaje de Reducción en frío (%TF) – Es el porcentaje de reducción en frío y se refiere al % de reducción de área que para una lámina o placa esta en función de la diferencia del espesor inicial con respecto al espesor final requerido.

Propiedades del material – La Ley de Hooke establece que la deformación del material es proporcional al esfuerzo. Constantes elásticas, son como resortes constantes en diferentes direcciones de la estructura cristalina del material.

Razón de Deformación (ϵ) – Es la relación del cambio en la longitud a la longitud original.

Reacciones de Dislocación - Precipitado - Los precipitados sirven como obstáculos para el movimiento de las dislocaciones y así inhiben el flujo plástico. Si los precipitados de partículas son más débiles que la matriz, pueden deformarse, produciendo un cambio en la forma de la partícula o un incremento en la densidad de dislocaciones dentro de ambos.

Relación de Aspecto (ASPECT RATIO) – Relación entre el eje mayor y el eje menor de una elipse equivalente al objeto (por ejemplo el grano de un acero).

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

M.C. OSCAR FRANCISCO VILLARREAL VERA

Fecha Nacimiento : 4 de Octubre de 1965
Estado Civil : Casado
Cédula Profesional: 1336537

POSGRADO Y LICENCIATURA

Fecha	Estudios
Sep/99-Dic/2002	Postgrado Maestría en Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales U. A. N. L; Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Tesis: Recristalización de cinta de acero rolado en frío grado 1006 de 0.079" de espesor y 57.8% de TF y la influencia de la zona de precalentamiento en la recristalización del acero.

1983-1987	Ingeniería Ingeniero Mecánico Metalúrgico U. A. N. L; Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Examen Honorífico con Práctico.
-----------	---

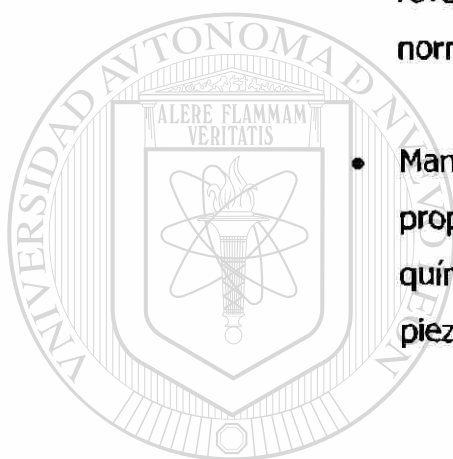
EXPERIENCIA LABORAL

Fecha	Compañía y Descripción del puesto
Jun/00 en adelante	<p data-bbox="552 400 1133 442">CINTACERO, S.A. DE C.V. - VILLACERO</p> <ul style="list-style-type: none"> <li data-bbox="511 463 1377 559">• Gerente de Ingeniería de Servicio / División Lámina Galvanizada y Cinta de Acero rolada en frío. <li data-bbox="511 580 1377 729">• Soporte Técnico al Área Comercial, Atención de reclamaciones, Servicio al Cliente involucrando visitas con los clientes principales del sector. <li data-bbox="511 751 1377 900">• Desarrollo de productos en base a los requerimientos del cliente enfocados a la aplicación del grado de acero y propiedades del material. <li data-bbox="511 921 1377 1017">• Impartición de cursos al área comercial, unidades de medición. <li data-bbox="511 1038 1377 1229">• Participación en proyectos de Doble reducción en frío para cintas de acero rolada en frío y aplicación de alambre de alto carbón con tratamiento térmico de globulizado y duro.
May-96/Jun-00	<p data-bbox="511 1304 1084 1347">Ing. de Desarrollo de Nuevos Productos.</p> <ul style="list-style-type: none"> <li data-bbox="511 1368 1377 1623">• Coordinación del desarrollo de clientes, productos nuevos o clientes de reactivación, definiendo las especificaciones del producto (cintas de acero roladas en frío) de acuerdo a Norma (DIN, SAE, ASTM, TLVW, GM, etc.) <li data-bbox="511 1644 1377 1793">• Coordinación del proceso de aprobación de partes para producción (P.P.A.P.) junto con su control de especificaciones y reporte de muestra inicial (R. M. I.). <li data-bbox="511 1815 1206 1857">• Desarrollo y elaboración el AMEF de proceso. <li data-bbox="511 1879 1239 1906">• Desarrollo del proceso de empaque de material.

Fecha	Compañía y Descripción del puesto
-------	-----------------------------------

Sep./88 - May/96	DIRONA, S.A.
------------------	--------------

- Supervisor del área de Tratamientos Térmicos de Engranés.
- Coordinación del personal operativo para el control de (a) hornos de: carburizado con atmósfera controlada basándose en CH₄-CO₂, (b) procesos de temple por prensas hidráulicas y por inducción, (c) procesos de revenido, recocido cíclico, recocido por inducción y normalizado, (d) recubrimiento de fosfatizado.
- Manejo de cartas de control X-R, controles de propiedades del material, análisis metalográfico, análisis químico (espectrometría óptica) y reporte metalúrgico de piezas procesadas.



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



