

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA



ANISOTROPIA DE CINTA DE ACERO DE
BAJO CARBONO LAMINADA EN CALIENTE

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

PRESENTA

ANA LILIA DELGADO NAVARRETE

CD. UNIVERSITARIA

JULIO DE 1999

ANVISORIPIA DE CINTIA DE ACERO DE

BAJO CARBONO LA MINADA EN CALIENTE

ALD.M.

DA 1999
FIME
FIME
25853
25853



1020126378



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA



ANISOTROPIA DE CINTA DE ACERO DE
BAJO CARBONO LAMINADA EN CALIENTE

TESIS

UANL

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEÓN MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®

PRESENTA

ANA LILIA DELGADO NAVARRETE

CD. UNIVERSITARIA

JULIO DE 1999

TM
Z5853
.M2
FIME
1999
14

0131-56660



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

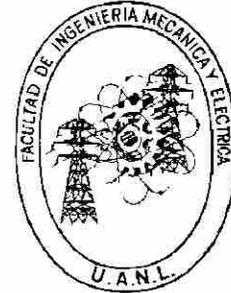
®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



ANISOTROPÍA DE CINTA DE ACERO DE BAJO
CARBONO LAMINADA EN CALIENTE

TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

PRESENTA:

ANA LILIA DELGADO NAVARRETE

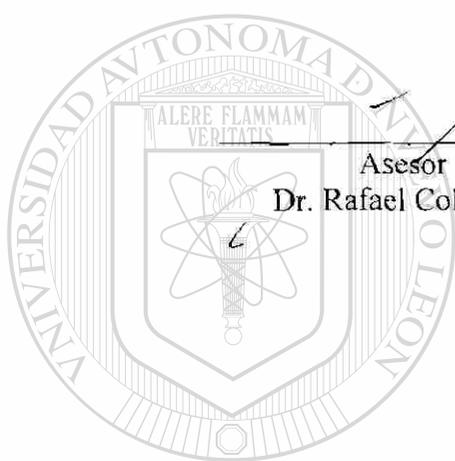
CD. UNIVERSITARIA

JULIO DE 1999

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis: Anisotropía de cinta de acero de bajo carbono laminada en caliente realizada por Ana Lilia Delgado Navarrete 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



Asesor

Dr. Rafael Colás Ortiz

Asesor

Dr. Armando Salinas Rodriguez

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Coasesor

Dr. Luis A. Ieduc Lezama

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Vo. Bo.

M.C. Roberto Villareal Garza
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, N.L.

Junio de 1999

Agradecimientos

“Busque a Jehová y él me oyó y me libró de todos mis temores.” Salmos 34:4

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por su apoyo económico brindado.

A la Universidad Autónoma De Nuevo León. A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica en especial al Doctorado de Ingeniería en Materiales.

Al Dr. Rafael Colás por compartir no sólo sus conocimientos sino su amistad, al Dr. Armando Salinas por sus valiosos comentarios y ayuda, al Dr. Luis Leduc por su valiosa participación y apoyo.

Al Dr. Alberto gracias por su presencia siempre, a la Dra. Paty por su confianza en mi mostrada, a la Dra. Marthita por brindarme siempre más, al Dr. Ubaldo, por la experiencia de una verdadera clase, al Dr. Carlos y Dr. J. Aguilar por sus conocimientos transmitidos. A mis iniciadores en la investigación MC Daniel Muñoz y Dr. Jorge Montemayor, por ayudarme a despegar.

A Miriam por tu ayuda incondicional y oportuna, eres una gran hermana ¡gracias! A Manuel, por tu siempre mano amiga, a Javier por creer en mi y gran amistad, a Ana Isabel por tu solidaridad tan valiosa en el momento difícil, a Laura por tu compañía inigualable, a mis hermanos en Cristo, los de Las Puentes y los de Parques, fueron un gran apoyo, a Priscila por iluminar mi día cada vez que llamaba a casa y a Benja por tu mirada de aprobación.

A Luis y a Lilia por sus porras y a poyo a través de la distancia.

A mi amado Rubén por tu paciencia y comprensión sobre todo en la recta final.

A mis compañeros y amigos en el DIMAT y en todo Monterrey. ¡nunca los olvidaré!

Resumen

En este estudio se realizaron ensayos de tensión en tres direcciones diferentes con respecto a la dirección de laminación, siguiendo la dirección de laminación, a 45° de esta y transversalmente. esto se hizo con el propósito de caracterizar la anisotropía que presentan láminas de bajo carbono y de acero microaleado de espesores pequeños obtenidos directamente del molino de laminación en caliente, los datos obtenidos se relacionaron con las diferentes variables del proceso como son, la temperatura, la composición química, la velocidad de enfriamiento, el tamaño de grano obtenido, etc., haciendo un estudio comparativo de las propiedades mecánicas y microestructurales.

También se hizo una revisión bibliográfica acerca del desarrollo de la textura durante la laminación en caliente y de la recristalización para entender más afondo los fenómenos involucrados.

Prólogo

Es necesario que los aceros que requieren ser deformados posteriormente a la laminación, como en el caso de la fabricación de autopartes y muebles para uso electrodoméstico, tengan ciertas propiedades de formabilidad y que estas se comporten de manera similar en todas direcciones, o que por lo menos se controle esta propiedad, por lo que su estudio es importante. Esta tesis tiene como finalidad estudiar el comportamiento anisotrópico de la cinta de acero laminada en caliente y determinar los factores involucrados para el desarrollo de la misma si es que la hay.

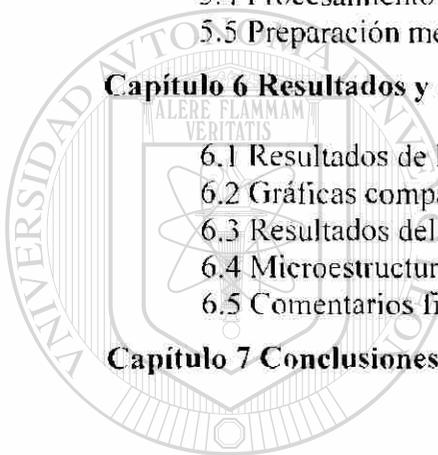
Para lograr este propósito, el autor presenta los fenómenos que ocurren dentro del proceso de laminación en caliente y la posible influencia de las variables del mismo en la anisotropía de estos aceros. Por lo que las personas directamente beneficiadas con este trabajo son los estudiantes interesados en el tema de laminación ya sea en su etapa de licenciatura o post-grado.

Poco se ha estudiado sobre este comportamiento en cinta laminada en caliente, ya que en la mayoría de los casos se logra obtener láminas isotrópicas, sin embargo, hasta ahora no se había realizado un estudio formal para determinar si efectivamente este tipo de material no presenta anisotropía.

ÍNDICE

	Página
Agradecimientos	i
Resumen	ii
Capítulo 1 Introducción	1
Capítulo 2 El proceso de laminación en caliente	2
2.1 Aceros de bajo carbono	2
2.2 Laminación en caliente	5
2.3 Fenómenos metalúrgicos que ocurren durante la laminación en caliente	7
2.3.1 Curvas de fluencia del acero deformado a altas temperaturas	8
2.3.2 Mecanismos de recuperación	9
2.3.3 Recristalización	11
2.3.4 Precipitación de fases secundarias y efectos sobre la recristalización	14
2.3.5 Transformación austenita→ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$)	16
2.4 Laminación en caliente y control del tamaño de grano	17
Capítulo 3 Propiedades y características	20 [®]
3.1 Textura	21
3.1.1 Textura progenitor y producto	22
3.1.2 Desarrollo de las texturas durante la transformación	22
3.1.3 Texturas de la austenita durante la laminación en caliente	23
3.1.4 Texturas durante la transformación austenita a ferrita	24
3.1.5 Deformación plástica de la ferrita	25
3.2 Anisotropía	27
3.3 Valor <i>R</i>	28
3.3.1 Temperatura y el valor <i>R</i>	31
3.3.2 Efecto de la composición sobre el valor <i>R</i>	33

Capítulo 4 Propiedades mecánicas	37
4.1 Ensayo de tensión	38
4.2 Comportamiento mecánico de un metal	38
4.2.1 Bandas de Lüders	42
4.3 Tamaño de grano y resistencia	42
4.4 Efecto de la composición química	44
4.5 Laminación en caliente y control de las propiedades	47
Capítulo 5 Experimentación	49
5.1 Introducción	49
5.2 Materiales	49
5.3 Descripción de las pruebas	51
5.4 Procesamiento de los datos obtenidos	53
5.5 Preparación metalográfica	55
Capítulo 6 Resultados y discusión	56
6.1 Resultados de los ensayos mecánicos	57
6.2 Gráficas comparativas	58
6.3 Resultados del análisis de R	67
6.4 Microestructura	71
6.5 Comentarios finales	78
Capítulo 7 Conclusiones y recomendaciones	82
Apéndice A	84
Gráficas de esfuerzo deformación y valores σ_0 , σ_L , σ_{max} , n , k obtenidos.	
Apéndice B	100
Resumen de propiedades	
Apéndice C	103
Análisis de temperaturas de transformación	



UANL

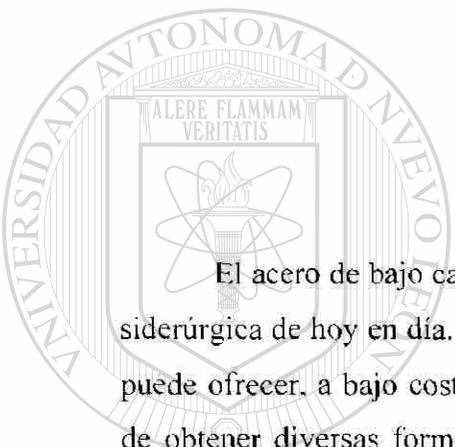
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN



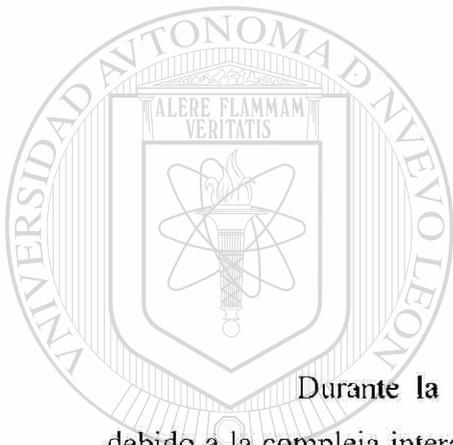
El acero de bajo carbono es uno de los más importantes productos de la industria siderúrgica de hoy en día. Esto es principalmente porque ningún otro material comercial puede ofrecer, a bajo costo, propiedades tales como resistencia, formabilidad, facilidad de obtener diversas formas, en muchos casos la atractiva superficie de acabado, y la facilidad para soldar. Así también, cada vez es más factible obtener lámina de espesores pequeños mediante el proceso de laminación en caliente, lo que en principio elimina los pasos de laminación en frío y tratamiento térmico.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Hoy en día no es suficiente que el material cumpla con las dimensiones requeridas y que las propiedades mecánicas estén dentro de las especificaciones, sino que es necesario obtener un mejor control sobre la microestructura y propiedades. Hasta ahora se había descartado que de la laminación en caliente se obtuvieran láminas con cierta anisotropía, sin embargo, es posible que esta se presente cuando se producen láminas de poco espesor. La textura y anisotropía son características importantes en la lámina ya que afectan los procesos posteriores donde se requiere deformarla como en el embutido profundo, es pues necesario conocer las variables que las afectan.

CAPÍTULO 2

PROCESO DE LAMINACIÓN EN CALIENTE



Durante la laminación en caliente ocurren cambios microestructurales debido a la compleja interacción de fenómenos térmicos, mecánicos y metalúrgicos. Es de interés actual el entender estos fenómenos, para optimizar el proceso y obtener lámina de mejor calidad a menores costos, es por esta razón que se ha tratado de predecir las propiedades mecánicas finales de los aceros conociendo su composición y las variables del proceso, como la temperatura y la velocidad, y así diseñar un producto con las características deseadas.

2.1 Aceros de bajo carbono

El hierro puro presenta dos estructuras alotrópicas de interés tecnológico. La ferrita o hierro α , figura 2.1A, que cristaliza en forma cúbica centrada en el cuerpo (ccc) y es estable por debajo de 912°C y en el intervalo comprendido entre 1394 y 1538°C. La otra estructura es la austenita o hierro γ , figura 2.1B, que cristaliza en forma cúbica centrada en las caras y es estable entre 912 y 1394°C. Este comportamiento alotrópico

juega un papel muy importante durante el proceso de laminación en caliente y las temperaturas a las que se llevan a cabo cada paso de deformación determinan las transformaciones microestructurales que tienen lugar durante el proceso.

El acero es una aleación de hierro y hasta 1.2% de carbono, principalmente. También se añaden otros elementos como Ti, Al, Nb, Ni, Si, Mn, etc., dependiendo del uso que se les vaya a dar, y, dependiendo de la cantidad de carbono que contenga se clasifican en:

ultra bajo carbono 0.001-0.02% C

bajo carbono 0.02-0.25% C

medio carbono 0.25-0.55% C

alto carbono >0.55%

Los aceros microaleados son fundamentalmente aceros del tipo C-Mn, que se caracterizan por tener concentraciones inferiores a 0.15% de Nb, Ti, o V, añadidos en forma individual o combinada. El desarrollo de los aceros microaleados tuvo como objetivo la elaboración de aceros con bajos contenidos de carbono que, aparte de sus buenas características de soldabilidad, tuviesen un límite de elasticidad elevado, conocidos también como aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) y son laminados o forjados en caliente a temperatura de deformación controladas. De esta forma, tanto la composición química del acero, como el efecto del tipo y cantidad del elemento microaleante y las condiciones operacionales del tratamiento termomecánico (TTM), determinan las propiedades mecánicas y la microestructura de dichos aceros. En la figura 2.2 se muestra el diagrama de fases de la aleación Fe-Fe₃C, en el cual se observan líneas de transformación y las estructuras que el acero presenta dependiendo de la temperatura y composición. Los elementos de aleación e impurezas también tienen influencia sobre estas transformaciones.

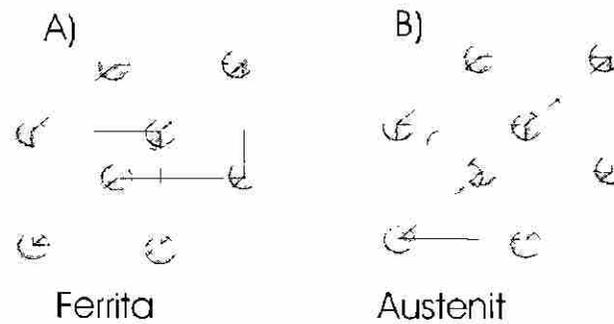


Figura 2.1 A) estructura cúbica centrada en el cuerpo, B) estructura centrada en las caras.

La línea identificada como A_1 es la que indica el comienzo de la transformación de la cementita (Fe_3C) y ferrita a austenita cuando se trata de calentamiento en condiciones de equilibrio. Esta temperatura es, por lo regular, de $727^\circ C$ siempre y cuando el contenido de carbono sea mayor a 0.022%, y el acero no contenga ningún otro elemento de aleación. Los aceros de ultra bajo carbono, por lo tanto, no presentan esta transformación. La línea A_3 indica el final de la transformación de cementita y ferrita a austenita y, como se puede ver, la temperatura del final de la transformación depende del contenido de carbono. Esta línea se aplica para aceros de hasta 0.77% de carbono, puesto que a esta composición ocurre una transformación eutectoide donde se forma la estructura denominada perlita. A_{cm} identifica el final de la transformación de ferrita y cementita a austenita cuando el contenido de carbono es mayor a 0.77%.

Actualmente existen tecnologías de aceración que permiten fabricar aceros con contenidos de carbono tan bajos como 10 ppm. Esto mejora notablemente la formabilidad del acero y elimina el problema de envejecimiento asociado con la saturación de sitios de dislocaciones con elementos intersticiales. En general, se requieren del orden de 5 ppm de C o N en el acero para saturar todas las dislocaciones por lo tanto, elementos de aleación tales como el Nb y Ti se usan en pequeñas cantidades para extraer el C y el N de la ferrita y así eliminar el problema de envejecimiento. Este tipo de aceros, los cuales no se producen actualmente en México, se utilizan en la

fabricación de partes expuestas para automóvil [1] mediante operaciones de estampado profundo. Los elementos microaleantes Nb y Ti se combinan fuertemente con carbono o nitrógeno, formando carburos, nitruros, o carbonitruros y pueden ser manipulados a través de reacciones de solución y precipitación durante el curso del proceso de laminación en caliente.

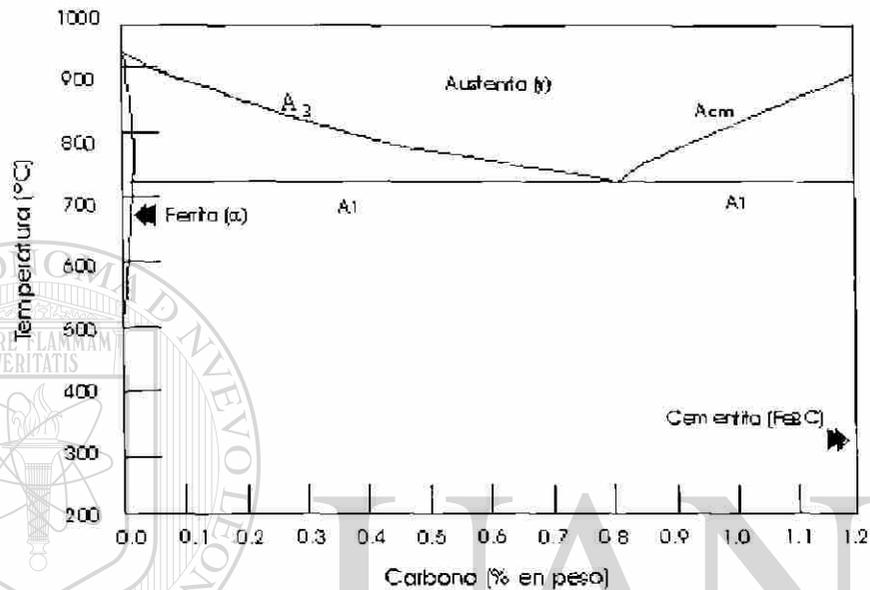


Fig. 2.2 Diagrama de fases del hierro - carburo de hierro

2.2. Laminación en caliente

En el proceso antiguo de laminación en caliente se involucra la fabricación de planchones a partir de lingotes precalentados que pasan por rodillos de desbaste para obtener planchones, los cuales son sometidos a lo que se considera laminación en caliente propiamente. En procesos modernos, la operación de desbaste es eliminada empleando un sistema de colada continua donde es posible obtener por medio de un distribuidor y molde los planchones de acero directamente. Estos planchones pasan directamente a un horno continuo, para asegurar que la temperatura de estos sea mayor a 1000°C y después al tren de laminación en caliente, eliminándose con esto la necesidad de recalentar el acero. En general, el molino de laminación en caliente se compone de varios castillos de laminación en los cuales se encuentran un conjunto de

rodillos. Se hace un cálculo de la fuerza aplicada por los rodillos para hacer una distribución adecuada de la deformación en cada uno de los pasos para obtener el espesor deseado.

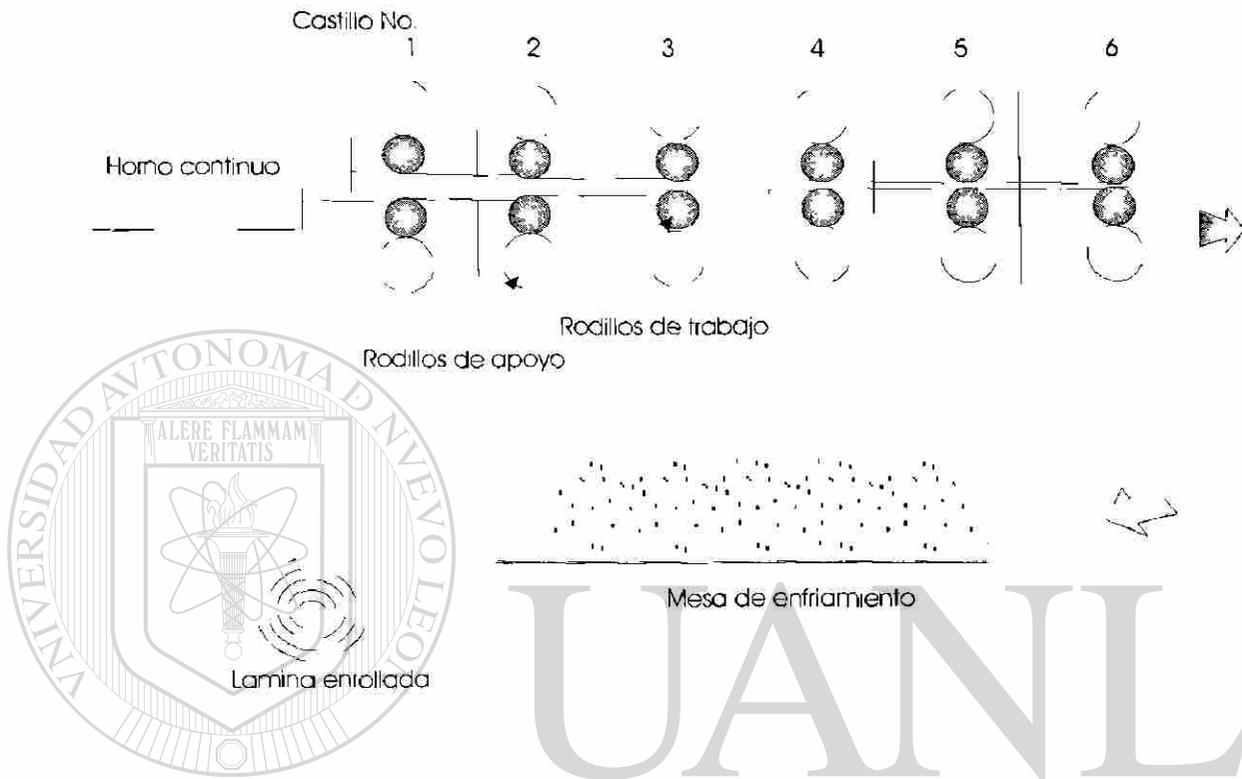


Fig. 2.3 Modelo de un tren de laminación continuo de seis castillos.

El tren de laminación, o también conocido como molino de laminación consiste en una serie de estaciones colocadas una después de otra, en las que se encuentran los rodillos de trabajo, se requiere de grandes motores para proveer la fuerza necesaria para la laminación, los reductores ayudan a aplicar potencia a los rodillos y controlar la velocidad, ya que como en cada uno de los pasos la lámina adquiere espesores diferentes la velocidad en cada uno es diferente también y tiene que ser sincronizada para que no haya problemas de atorones o que la lámina se rompa por las fuerzas de tensión a que se vería sujeta. Existen diversos arreglos de rodillos, el más sencillo de estos es el que consta de un par de rodillos del mismo diámetro que giran en una sola dirección. Se puede lograr disminuir la potencia requerida para laminar mediante el uso de rodillos de

menor diámetro, este arreglo consiste en estaciones con cuatro rodillos, dos de apoyo y dos de trabajo que son los que están en contacto directo con la lámina.

En la mayoría de los casos el material no sólo se lamina en caliente sino que se somete a una posterior laminación en frío, y a tratamientos de recocido después de esta, pero hoy en día se puede obtener lámina hasta de 1 mm o menos de espesor directamente de la laminación en caliente. En estos casos la magnitud de deformación que se le da al material en este proceso es muy grande, y por lo tanto, se requieren molinos de gran capacidad de aplicación de carga. Después de la laminación en caliente, el material se pasa directamente a una mesa de enfriamiento donde es enfriado por medio de chorros de agua hasta que se alcanza la temperatura apropiada para enrollar la lámina.

El proceso es complejo, en él se presentan varios fenómenos, e intervienen muchas variables a controlar que afectan a las propiedades mecánicas y características finales de la lámina. Aunque, el avance de la tecnología ha permitido que se cuente con mejores controladores de proceso, así como sensores más precisos para medir los parámetros del mismo, el desarrollo de las computadoras ha permitido conocer mejor el proceso y tener más control en las operaciones, contrario a lo que sucedía en décadas anteriores donde las operaciones prácticas se establecían empíricamente por prueba y error hasta asegurar las dimensiones y características dentro de las tolerancias establecidas.

2.3 Fenómenos metalúrgicos que ocurren durante la laminación en caliente

Durante la laminación en caliente ocurren cambios notables en la microestructura del acero tales como, la recristalización, el crecimiento de grano, la formación de orientaciones preferenciales, transformaciones de fase, etc., además se tienen que controlar diferentes variables como la temperatura, cantidad de deformación en cada paso, la velocidad, la lubricación, la velocidad de enfriamiento, etc., todos estos tienen influencia importante sobre las propiedades y características finales de la lámina.

Algunos de los pioneros en el estudio de la evolución estructural durante la laminación de planchón y lámina de acero son Sellars y sus colaboradores [2-3], quienes han enfatizado en la importancia de cuantificar las temperaturas que tiene el material al llevarse a cabo el proceso, lo cual es de esperarse, ya que se pueden asociar con los fenómenos metalúrgicos antes mencionados.

2.3.1 Curvas de fluencia del acero deformado a altas temperaturas

Cuando se deforma un metal en caliente se presentan dos fenómenos importantes: endurecimiento y ablandamiento. El primero se debe principalmente a que incrementa la densidad de dislocaciones producidas por la deformación. El ablandamiento puede deberse a diferentes causas, una de ellas es la recuperación, esta es la capacidad para disminuir la energía acumulada mediante la eliminación o combinación de defectos puntuales y lineales. La otra es la recrystalización la cual consiste en la regeneración de porciones altamente deformadas.

En las curvas de fluencia de materiales que se recuperan dinámicamente la tensión se incrementa conforme la deformación aumenta hasta alcanzar un valor estacionario que depende de las condiciones de la prueba (velocidad de deformación y temperatura, es decir las relacionadas con el parámetro de Zener Hollomon, Z) como se muestra en la Fig. 2.4 A. Es decir que el acero presenta endurecimiento por deformación, y cuando la deformación es llevada a cabo a altas temperaturas, se observa que se alcanza cierto valor de esfuerzo el cual permanece estable, esto se debe al balance de los eventos de endurecimiento y ablandamiento que están tomando lugar.

Las curvas características de materiales que recrystalizan dinámicamente exhiben un comportamiento diferente, fig. 4.2 B, puesto que a bajos valores de deformación la tensión se incrementa con la deformación; sin embargo, una vez que ésta alcanza un cierto valor (ϵ_p), la tensión disminuye progresivamente hasta alcanzar un valor

estacionario. cuando la velocidad es alta, o a través de un cierto número de oscilaciones, cuando la velocidad es baja.

Finalmente, el comportamiento de los aceros de bajo carbono deformados a altas temperaturas que recrystalizan dinámicamente se puede describir por la superposición de dos curvas. La primera, Fig. 2.4 A, se obtiene cuando el único mecanismo de ablandamiento es la recuperación dinámica, la segunda, Fig. 2.4 B, se debe a que en la austenita la recuperación es lenta y la recrystalización comienza hasta que se alcance y exceda un valor crítico de deformación ϵ_c , produciéndose un ablandamiento adicional. Se supone que la curva obtenida Fig. 2.4 C, es el resultado de la sustracción de la primera de la segunda [4].

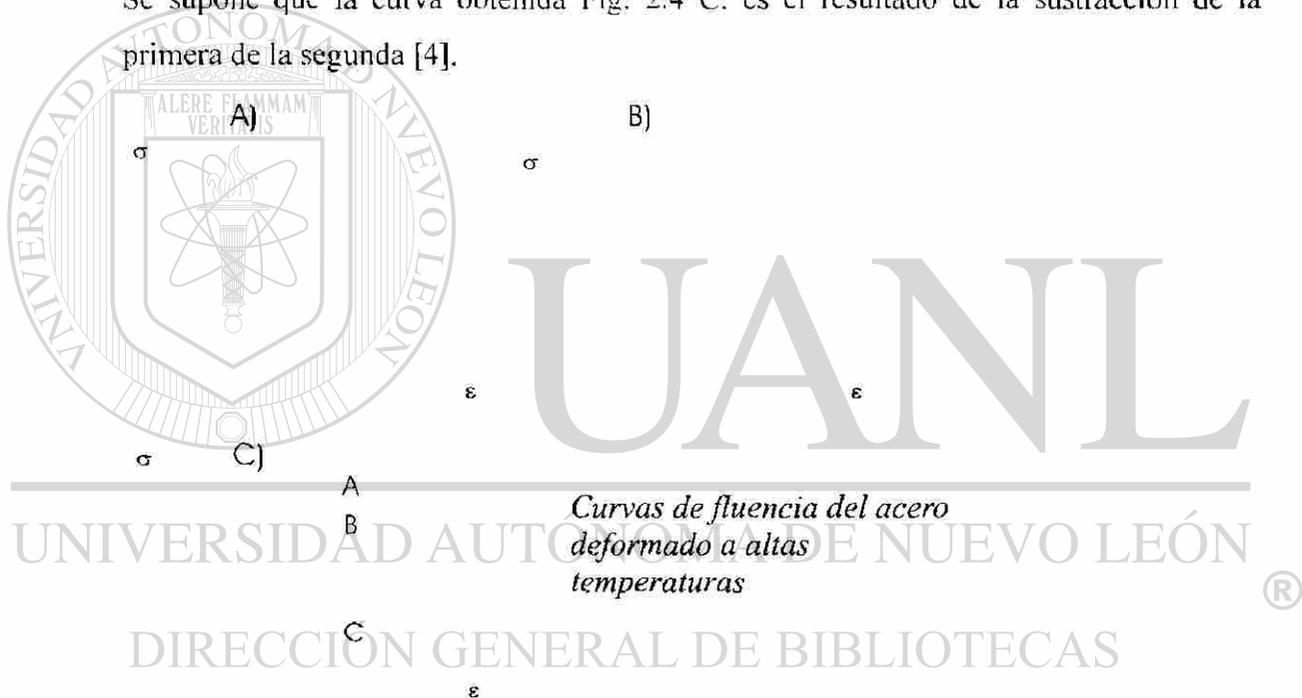


Figura 2.4 Diferentes curvas de fluencia que se presentan en el acero deformado a altas temperaturas

2.3.2 Mecanismos de recuperación

Al deformar un metal se inducen diferentes tipos de defectos en la estructura. Como ya se mencionó, uno de ellos son las dislocaciones, también los límites de grano se ven afectados de tal manera que se producen más o pierden su definición, todos estos defectos producen que se formen nuevas estructuras dentro de la existente. Conforme al

energía de error de apilamiento disminuye, la subestructura pierde su definición y nitidez, los subgranos observados están prácticamente libres de dislocaciones, esto indica un alto nivel de recuperación. Los metales con alta energía de error de apilamiento podrán reducir la energía acumulada mediante el arreglo y eliminación de las dislocaciones en las paredes de los subgranos o celdas (recuperación dinámica), en tanto que aquellos que no puedan reducir la densidad de defectos por este mecanismo estarán sujetos a la recristalización dinámica.

Varios investigadores [5] han observado que en las aleaciones de acero se desarrollan subgranos cuando las muestras son enfriadas rápidamente independientemente de la deformación, con el hierro α sucede que después de poca deformación, muestra subestructuras en los granos originales distorsionados, pero después de altas deformaciones, cuando se alcanzan las condiciones de equilibrio se observa una estructura de granos equiaxiales recristalizados. Esto puede deberse a que durante los primeros pasos de laminación la densidad de dislocaciones aumenta y estas ayudan a la formación de subgranos, aunque por otro lado, al observarlos mediante microscopía electrónica se ven bien formados.

Durante todo el proceso de laminación se están formando dislocaciones, las cuales una parte se encuentra en los límites de los subgranos formados y, al encontrarse con dislocaciones opuestas en los subgranos adyacentes, éstas se aniquilan mutuamente. Tan pronto como la velocidad de generación y aniquilación son balanceadas, la densidad de dislocaciones en los subgranos permanece constante como también el contenido de dislocaciones de los límites de éstos. Por otro lado si los granos en materiales deformados en caliente son siempre elongados en la dirección de laminación y los subgranos son formados con poca deformación, los subgranos deberían ser similarmente extendidos a grandes deformaciones, conclusión que no concuerda con la observación mencionada de que en materiales trabajados en caliente los subgranos son usualmente equiaxiales, una posible explicación es que los límites están continuamente migrando y mantienen la estructura equiaxial. A las altas velocidades de deformación que se utilizan en la laminación es posible que la migración de los límites de los subgranos no alcance a

ser suficientemente rápida, bajo estas condiciones, la subestructura puede permanecer equiaxial solamente si los subgranos son continuamente fracturados y regenerados, este proceso se le ha llamado repoligonización [5-6].

2.3.3 Recristalización

Uno de los fenómenos metalúrgicos más importantes que ocurren durante la deformación en caliente es el de recristalización. Este fenómeno consiste en la formación por nucleación y crecimiento de una nueva estructura de granos libres de deformación, es decir granos recristalizados, a partir de la estructura de granos deformados. El mecanismo de nucleación de los nuevos granos depende de la cantidad de deformación y la temperatura [7]. A poca deformación, la nucleación ocurre mediante la flexión de los límites de grano existentes [8] mientras que a altas deformaciones, las dislocaciones, se re-ordenan en celdas lo que da lugar a una subestructura dentro de la existente que se encuentra esparcida por todos los granos y ocasiona una nucleación elevada [9].

El proceso de recristalización se ha dividido en dinámica y estática, la primera se presenta concurrente con la deformación cuando se alcanza una deformación crítica ϵ_c . Tegar y Gittins [7] han sugerido que los pasos iniciales de laminación podrían conducir a la recristalización dinámica debido a altas temperaturas y las bajas velocidades de deformación. Después de que nuevos granos comienzan a recristalizar ocurre la recuperación dinámica, esto sucede todavía durante la deformación en caliente y ha sido considerado como uno de los procesos de ablandamiento que ayudan a la laminación.

La recristalización estática inicia cuando se completa la deformación y requiere de un período de incubación, que en el caso de los aceros de bajo carbono es muy corto [10]. Esto es debido a que la deformación produjo dislocaciones y el área de los límites de grano aumentó, que es la zona donde hay mayor energía, aunque la densidad de dislocaciones en los subgranos es reducida, hay un pequeño cambio en el tamaño o forma de estos [7]. Por otro lado, se considera que la recristalización de la austenita

remueve la relativamente alta energía interna impartida por la deformación en caliente, pero la estructura es todavía metaestable. por lo que al reducir el área total de límite de granos austeníticos se espera que la energía interna disminuya, aunque también se considera a la recristalización estática como un proceso por el cual un gran número de dislocaciones son aniquiladas simultáneamente.

Medina y Mancilla [11] desarrollaron un modelo para estudiar la recristalización estática durante deformación en caliente para diferentes aceros con diferentes elementos aleantes. ellos realizaron ensayos de torsión a diferentes condiciones y encontraron que la nucleación de nuevos granos recristalizados tiene lugar preferencialmente en los límites de grano. Por esta razón el tamaño de grano inicial tendrá una influencia en la cinética de recristalización; mientras más pequeño es el grano más rápido transforma. También encontraron que la influencia de la velocidad de deformación sobre la recristalización estática es menor que la influencia de otras variables como la temperatura, la deformación y el tamaño de grano.

LeBon y Saint-Martin [12] consideraron la recristalización austenítica y establecieron cuatro estados que se presentan cuando se lamina en caliente, tres de los cuatro están representados en la Fig. 2.5 y se explican a continuación:

Estado 1. Arriba de 1000°C . Debido a las altas temperaturas finales que se utilizan en los laminadores en caliente, la austenita recristaliza y el grano crece a tamaños normales (o un poco grandes).

Estado 2. A menores temperaturas finales (alrededor de 1000°C), la recristalización completa puede generar un tamaño de grano fino, caso c. Si la recristalización no es completa el caso que toma lugar es el de recristalización confinada a los límites de grano, caso a. Si la recristalización es completa pero seguida de un crecimiento de grano, ocurre el caso b. Entre estas tres posibilidades, el caso c permitirá la ferrita de tamaño de grano más fino que en el caso de que la austenita transforme por enfriamiento.

Estado 3. Cuando la temperatura final es más baja todavía (950° a A_3), la austenita no tendrá tiempo para recristalizar, y la ferrita entonces se separará de los

granos deformados austeníticos. Los granos ferríticos resultantes son poligonales y la densidad de dislocaciones baja, a pesar de la distorsión de los granos austeníticos no recristalizados y los granos ferríticos llegan a ser aún más finos que en el caso IIc.

Estado 4. En este estado la temperatura está por debajo de A_3 (no se muestra en la figura). Si se lleva a cabo la laminación hasta temperaturas más bajas, la ferrita se forma durante la deformación y por lo tanto puede que haya endurecimiento por deformación, provocado por las dislocaciones y el desarrollo de textura. El incremento de endurecimiento producido puede relacionarse a la subestructura en la ferrita y la fracción de volumen de granos ferríticos contenidas en tal subestructura. La subestructura toma la forma de subgranos o celdas debido a las dislocaciones introducidas por la deformación de la ferrita, a elevadas temperaturas tienen una oportunidad para reorganizarse por ellas mismas en sublímites de grano como se muestra por Mangonon y Heitmann [13] en la figura 2.6.

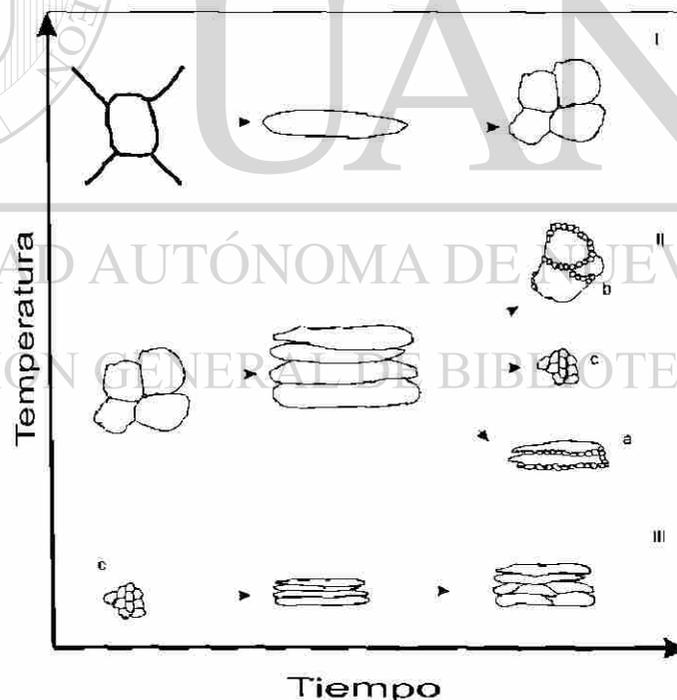


Figura 2.5. Representación esquemática de los cambios en la microestructura durante la recristalización austenítica durante la laminación en caliente.

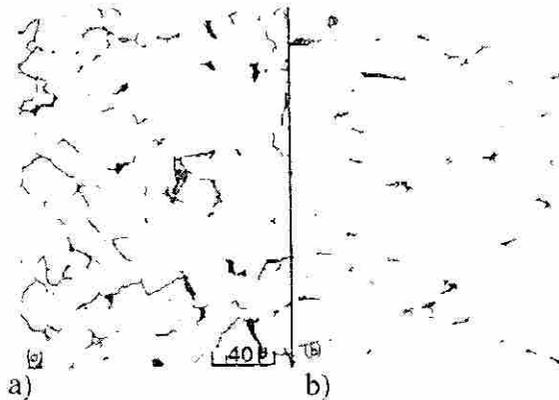


Figura 2.6 Micrografías donde se observa la subestructura de un acero que fue laminado en caliente a) Temp. final de 982°C y tamaño de grano de 9.5ASTM b) Temp. final 704°C y tamaño de grano de 9.2ASTM [13].

El contenido de cada elemento en solución tiene un efecto sobre la cinética de recrystalización así como en la energía de activación siendo el parámetro más sensitivo a los cambios en la composición química. Todos los elementos [11], en los porcentajes más usuales en aceros de baja aleación y microaleados, tienden a incrementar la energía de activación y por lo tanto a retardar la cinética de recrystalización, la precipitación de partículas pueden retardar o inhibir la recrystalización y el subsecuente crecimiento de grano de la austenita, y afecta al refinamiento de grano de la ferrita, la cual se separa durante el enfriamiento subsecuente [14]. En el caso de los aceros microaleados, la cinética de la recrystalización estática cambia cuando la precipitación inducida por la deformación ha comenzado. A temperaturas más bajas que a las que comienza la precipitación, conocida como la temperatura de recrystalización estática crítica, la energía de activación se hace constante y viene a ser una función de la temperatura [15-16].

2.3.4 Precipitación y sus efectos sobre la recrystalización

La precipitación es un tipo de transformación al estado sólido, en la cual una solución sólida sobresaturada se descompone en otra estructura cristalina. Cuando la transformación es completa, la nueva microestructura obtenida consiste de la matriz

original, con una nueva composición y un parámetro de red diferentes a la original, más una nueva fase que se formó a expensas de la matriz. Esta nueva fase se forma aleatoriamente en la matriz y de forma preferencial en las imperfecciones, como inclusiones, límites de grano, planos de deslizamiento y dislocaciones, por ser zonas de mayor energía libre.

De acuerdo con Cohen y Hansen [17], la recristalización de la austenita y la precipitación de carbonitruros están ligados durante el proceso de laminación; la austenita deformada provee de sitios de nucleación para la precipitación de carbonitruros la cual inhibe la recristalización. En realidad, el control de las propiedades y la microestructura se logra a través de afinar el grano y por el endurecimiento por precipitación durante el enfriamiento de la ferrita. Una precipitación fina se consigue disolviendo los precipitados antes de laminar. Por consiguiente, es necesario conocer la temperatura de solubilidad de los precipitados para que la temperatura de austenización supere a la misma.

Normalmente, los aceros microaleados alcanzan límites elásticos de 300Mpa como mínimo. Esta característica permiten eliminar prácticamente los tratamientos de temple y revenido. El Niobio en solución es un elemento que posee la capacidad de precipitar parcialmente en la austenita en forma de carbonitruros (precipitación inducida por deformación) endureciendo por precipitación al acero. Esto es debido a que la temperatura de comienzo de la precipitación inducida por la deformación está comprendida entre 1100°C y 950°C para las composiciones más usuales (0.040-0.080%). Los carbonitruros inhiben el crecimiento de grano y, adicionalmente al efecto del Nb soluble, retardan la recristalización del grano austenítico. Ningún otro elemento microaleante es tan efectivo como el niobio para elevar la temperatura en la cual la recristalización de la austenita termina, efecto que es más pronunciado a mayores contenidos de carbono. En consecuencia, se dispone de un intervalo de temperatura más amplio para el conformado en caliente del acero, produciéndose así una austenita altamente deformada. Una parte del niobio remanente en solución después de la

laminación precipitará en la ferrita como carbonitruros muy finos, durante o después de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ [18].

2.3.5 Transformación austenita a ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$)

Un fenómeno que se presenta durante la laminación es la transformación de fase, y cuando los procesos termomecánicos y transformaciones de fase se combinan llegan a ser una manera muy poderosa para desarrollar y controlar microestructuras y subestructuras que no se podrían lograr si estos se aplicaran por separado, especialmente en los aceros microaleados [14]. Estos se pueden dividir en:

- A) Laminación en fase austenítica: la temperatura final es superior a A_3
- B) Laminación intercrítica: la temperatura final corresponde al intervalo A_1 - A_3

Una microestructura de ferrita se obtiene, evidentemente, favoreciendo el efecto de la nucleación durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ y esto se logra tanto por el endurecimiento de la austenita como actuando sobre la velocidad de enfriamiento durante la transformación [18].

Cuando la laminación se lleva a cabo en la región bifásica se produce un cambio significativo en la estructura. Se produce una estructura mixta que consiste de ferrita poligonal que ha transformado de la austenita y granos de ferrita deformados los cuales fueron producidos durante las operaciones de laminación. El tamaño de grano ferrítico está íntimamente relacionado con el tamaño de los granos austeníticos, sin embargo, otros factores también juegan un papel importante. Tal es el caso de los elementos aleantes, los cuales disminuyen la temperatura de transformación de austenita a ferrita con lo cual decrece el tamaño de grano ferrítico. Por lo que la velocidad de enfriamiento en intervalo austenítico tiene un efecto importante sobre la estructura obtenida. Así también cuando se trata de un proceso donde la deformación finalice antes de que la austenita transforme, la velocidad de enfriamiento tiene un efecto sobre la microestructura final.

2.4 Laminación en caliente y control del tamaño de grano

Otro de los fenómenos que se presenta durante la laminación en caliente es el crecimiento de grano. aparentemente a altas temperaturas sucede inmediatamente después de la recrystalización, se piensa que el intervalo de tiempo en que esto comienza es de 0.1 a ~2 segundos [7]. Así mismo, al terminar la laminación el grano recrystalizado sigue creciendo debido a la temperatura que todavía posee el metal, en algunos casos la temperatura del último paso está entre A_3 y A_1 , al crecer el grano se tiene mejor ductilidad.

El grano ferrítico refinado es el resultado de dos mecanismos: granos austeníticos finos recrystalizados formados mediante la laminación en caliente a temperaturas intermedias y la deformación de la austenita por debajo de la temperatura de recrystalización lo cual aumenta la nucleación de granos ferríticos. Aunque estos dos mecanismos ocurren en la mayoría de los procesos de laminación en caliente, se pone más énfasis en la deformación de la austenita [19]. Es importante notar, sin embargo, que si el tamaño de grano en equilibrio para las condiciones dadas es dos veces más grande que el tamaño de grano inicial ocurre crecimiento de grano en lugar de refinamiento [20-21].

En el modelo que desarrolló Devadas y coautores [7], se observó la evolución microestructural durante la laminación en caliente, y concluyen que la distribución de la deformación tiene poco efecto en el tamaño de grano recrystalizado, a pesar de que la cantidad de deformación si tiene influencia, siempre y cuando la recrystalización entre los pasos se haya completado. Si la deformación en un paso dado es insuficiente para promover la recrystalización completa entre pasos, entonces alterar la distribución de las reducciones podría tener una gran influencia. Así también mostró que a mayores temperaturas de trabajo el tamaño de grano es mayor debido al crecimiento de este, que llega a ser significativo a altas temperaturas.

La recristalización de la austenita causa el refinamiento del tamaño de grano en pasos subsecuentes de laminación. Por lo tanto, después del último paso de laminación, el enfriamiento rápido del acero inhibe el crecimiento de los granos de austenita recristalizados y, por lo tanto, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ ocurre a partir de grano de austenita muy fino. El resultado final es un tamaño de grano ferrítico muy fino. Evidentemente, el tamaño de grano final en la ferrita depende de la temperatura final de laminación y de la velocidad de enfriamiento. En principio, el mayor grado de refinamiento del tamaño de grano se obtiene empleando temperaturas de acabado bajas. Sin embargo, si esta temperatura es muy baja la transformación se llevará a cabo durante la deformación y causará una estructura mixta de granos deformados sin recuperación completa o aún sin recristalizar, esto influye en la temperatura de transición dúctil frágil en un ensayo de impacto como se muestra en la figura 2.5. Algunos investigadores han indicado que la temperatura final óptima en laminación en caliente es apenas por arriba de A_{c3} [22]. En estas condiciones es posible optimizar simultáneamente la resistencia y la tenacidad del acero laminado en caliente.

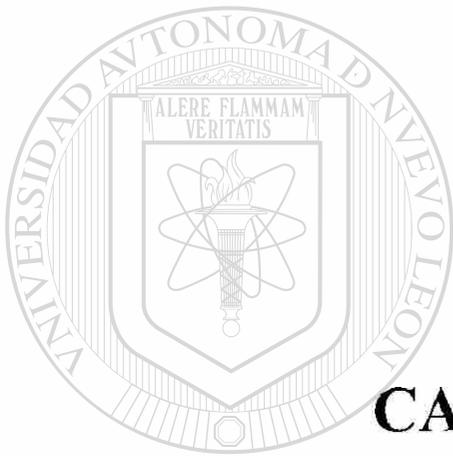
La laminación controlada ha permitido, mediante el control estricto de una amplia gama de variables optimizar la resistencia y tenacidad según se desee. Antes de la aplicación de este proceso termomecánico, el cual es conocido como procesamiento por recristalización, la única forma de optimizar la resistencia y la tenacidad de los aceros era por medio de la variación en sus composiciones químicas.

Referencias

- [1] T. Sentuma, M Kameda y M. Suehiro: ISIJ Int. vol. 38 (1998), No. 6. pp 587.
- [2] C.M. Sellars: Mater. Sci. Technol., vol. 1 (1985), pp325.
- [3] C.M. Sellars y J. A. Whiteman: Met. Sci... 1979, Mar-Abr.. pp 187.
- [4] R. Colás: J. Mat. Proc. Tech. Vol. 62 (1996), pp 180
- [5] J.J. Jonas, C.M. Sellars y W.J: McG. Tegart: Met. Rev. vol. 14, (1969), review 130.

- [6] J.J. Jonas, D.R. Axelard, y J.L. Uvira: *Trans. Japan Inst. Metals*, vol. 9, (1968), supl., pp 257
- [7] C. Devadas, I. V. Samarasekera y E.B. Hawbolt: *Met. Trans. A*, vol. 22A, (Feb. 1991), pp 335.
- [8] M. J. Luton y C. M. Sellars: *Acta Metall.*, vol. 17, (1969), pp 1033.
- [9] H. J. MacQueen y S. Bergenson: *Met. Sci.*, vol. 6, (1972), pp 25.
- [10] M. Suehiro, K. Sato, Y. Tsukano, H. Yada, T. Senuma y Y. Matsumura: *Trans. ISIJ*, vol. 27, (1987), pp 439.
- [11] S.F. Medina y J.E. Mancilla: *ISIJ Int.*, vol. 36, (1996), No. 8, pp 1070.
- [12] A.B. Le Bon y L.N. de Saint-Martin, "Using Laboratory simulations to improve rolling schedules and equipment"
- [13] P.L. Mangonon, Jr., y W.E. Heitmann, "Subgrain and precipitation strengthening effects in hot-rolled columbium-bearing steels"
- [14] M. Cohen y W.S. Owen: *proceedings Microalloying75*, Union Carbide Corporation 1977.
- [15] S.F. Medina y V. López: *ISIJ Int.*, vol. 33, (1993), pp 605.
- [16] S.F. Medina y J.E. Mancilla: *ISIJ Int.* vol. 33, (1993), pp1257.
- [17] Cohen, M. Y Hansen, S.S. In *Proc. HSLA Steels: Metallurgy and Applications* (eds Gray, J.M., Ko, T., Zhang Shouhua, Wu Baurong and Xie Xishan) Beijing, 1985) ASM (1985).
- [18] S. F. Medina: *II Seminario de Tecnología Metalúrgica. "Laminación en caliente"*, Ed. R. Colás y J. M. Cabrera, Barcelona, octubre 1998.
- [19] I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sampei y T. Okita: *Micro Alloying 75*. Technical Research Center: Nippon Kokan K. K.: Kawasaki. *proceedings Microalloying75*. Union Carbide Corporation, 1977. pp 120.
- [20] J.J Jonas y T. Sakai: in *Deformation Processing and Structures*, G. Krauss, ed., ASM, Metals Park, OH, vol. 32, (1984), pp. 185-243.
- [21] T. Sakai y J.J: Jonas: *Acta Metall.*, vol. 32, (1984), pp 189-209
- [22] M. Shimizu, y otros: *JISIJ*, vol. 50, (1964), pp 2094.

CAPÍTULO 3



PROPIEDADES Y CARACTERÍSTICAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Las propiedades y características finales del metal, como la textura, el esfuerzo de cedencia, el tamaño de grano, la anisotropía, etc. se ven afectadas por los diversos factores que están involucrados en el proceso de laminación. Se ha visto que las propiedades de una lámina dependen de la orientación de sus granos y por lo tanto de la dirección en la que se aplica el esfuerzo. Si la varilla o lámina está orientada adecuadamente con el esfuerzo aplicado durante su uso, se pueden conseguir altas resistencias. Sin embargo, puede ocurrir una falla indeseable si se aplica un esfuerzo en

una dirección diferente. Por esta razón una de las propiedades más importantes es la textura, que afecta a la anisotropía del material. Existe un parámetro denominado valor R, el cual está íntimamente relacionado con la anisotropía y se puede decir que es una manera de describirla.

3.1 Textura

Es casi imposible obtener un metal cuya estructura no tenga una orientación preferencial cuando es sometido a diferentes procesos de deformación, es decir, que los granos no están orientados al azar. Cuando a un metal se le somete a deformación, los granos que lo componen comienzan a girar y se alargan causando que ciertas direcciones y planos cristalográficos se alineen. A esto, se le llama textura del material, la cual influye en las propiedades finales del acero. En procesos como el laminado, se producen tanto direcciones como planos preferenciales. En los metales cúbicos centrados en el cuerpo la textura puede ser $\{100\}\langle 110\rangle$ y en los metales cúbicos centrados en las caras puede ser $\{112\}\langle 111\rangle$ o bien $\{100\}\langle 112\rangle$ [1]. Como es de esperarse, las texturas se hacen más intensas al incrementar la cantidad de deformación. Entender el efecto de la composición y de los parámetros de proceso en el desarrollo de la textura de laminación en caliente es un requisito esencial para predecir las propiedades del producto final.

El control de la textura es un aspecto importante cuando se quieren ajustar las propiedades en la producción de lámina de acero. En la mayoría de los casos se hace mediante la combinación del trabajo en frío y recocidos, pero se ha demostrado que la textura de laminado en caliente es importante como origen de la laminación en frío [2] y también tiene una influencia decisiva en la evolución de la textura a lo largo del proceso de producción. Las propiedades de embutido y magnéticas de toda una lámina están gobernadas por el perfil anisotrópico que presenta un solo cristal de hierro.

Los factores que afectan el desarrollo de la textura, son, entre otros, la composición química, las temperaturas a las cuales se llevan a cabo los procesos de formado, la cantidad de deformación en frío y los tratamientos térmicos, a que son

sometidos los materiales. Se sabe que la deformación es posible debido a que existen sistemas de deslizamiento orientados favorablemente o sistemas de maclaje. Por lo que el metal deformado adquiere cierta orientación en asociación con características específicas de la microestructura, es decir, con aquellas regiones con particular orientación o sistemas de deslizamiento y maclaje.

3.1.1 Textura progenitor y producto

Es necesario saber que la textura que poseía el material antes de ser sometido a cualquier proceso se le conoce como progenitor y a la textura que se obtiene después del mismo se le llama producto. Ahora bien, si el material progenitor que en este caso es austenita, después transforma a ferrita, bainita, ferrita acicular, martensita o cualquiera que sea el caso, éste adquirirá una textura que puede ser relacionada en una forma precisa con la textura del material progenitor.

Por lo tanto, es necesario encontrar relaciones que describan la transformación y que involucren a las orientaciones cristalográficas de ambos, progenitor-producto. En general, estas relaciones (progenitor-producto) son expresadas en la siguiente forma:

$$\{h_1k_1l_1\} \{h_2k_2l_2\}, \langle u_1v_1w_1 \rangle | \langle u_2v_2w_2 \rangle \quad (3.1)$$

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Donde los subíndices 1 y 2 se refieren al progenitor y producto respectivamente. Varios autores han propuesto sus relaciones, pero todos ellos coinciden en la existencia de un eje invariante con respecto a la transformación. Así, la transformación se describe como una rotación de un ángulo ω alrededor de este eje [3].

3.1.2 Desarrollo de las texturas durante la transformación

Cuando se somete al acero a procesos de laminación en caliente, laminación en frío y en ocasiones un tratamiento térmico de recocido, la textura se desarrolla a lo largo de

éstos. Las temperaturas a las cuales se realizan son muy importantes, ya que son las que determinan la estructura que tiene el material durante la deformación. De ahí que existan tres categorías básicas para caracterizar estas texturas dependiendo del fenómeno que se creó las originó [1]:

- Debido a la transformación austenita a ferrita.
- Las desarrolladas durante la deformación de la ferrita.
- Texturas creadas por la recrystalización y crecimiento de grano de la ferrita.

Los tres fenómenos afectan a la textura durante o después de la deformación en caliente, aunque el primero no es predominante en laminación en caliente. La recrystalización y el crecimiento de grano si lo son, aunque se presentan más durante el tratamiento térmico después de la laminación en frío. si es el caso del proceso.

3.1.3 Texturas de la austenita durante la laminación en caliente

En un proceso de laminación en caliente, es necesario calentar el metal por arriba de la temperatura de transformación A_3 , a la cual el metal tiene una estructura austenítica. Después, durante los pasos de laminación, el metal comienza a enfriarse y el metal alcanza una temperatura entre A_3 y A_1 en la cual se tiene todavía algo de metal con estructura austenítica (cúbica centrada en las caras). Suponiendo que la deformación toma lugar principalmente por deslizamiento en los sistemas de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$, la austenita desarrollará texturas de laminación similares a aquellas observadas en otros metales ccc a temperatura ambiente. Cuyos principales componentes de textura son. $\{112\}\langle 111\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$ y $\{123\}\langle 634\rangle$ [1]. Otra manera en que puede desarrollarse cierto tipo de textura es cuando la austenita recrystaliza antes que transforme a ferrita para lo cual el componente de textura más conocido de materiales ccc recrystalizados es la orientación de cubo $\{001\}\langle 100\rangle$.

En un estudio realizado con láminas de acero bajo carbono [4] se pudieron observar, a pesar de su debilidad, las texturas $\{110\}\langle 110\rangle$ y $\{332\}\langle 113\rangle$ $\{001\}\langle 110\rangle$,

las cuales se presentaron en muestras laminadas en caliente dentro de la región austenítica. También se encontró que la textura depende de la temperatura a la que se lleva a cabo el paso final de la laminación en relación con la temperatura A_3 así como con el contenido de precipitados que se forman a alta temperatura. En ausencia de estos precipitados, si el proceso de laminado en caliente se realiza en la región intercrítica, se produce una recristalización inducida por transformación. El resultado es una estructura de tamaño de grano grande, así como una textura que contiene las orientaciones características de la transformación, las cuales se describirán adelante. Por otro lado, la textura que presentan los aceros laminados en caliente parece mejorar la temperatura de transición a la que cambia la apariencia de la fractura de un metal, esto se presenta en la dirección transversal [5].

3.1.4 Texturas durante la transformación austenita a ferrita

Existen relaciones que describen qué tipo de textura se obtendrá a partir de los granos austeníticos que transformarán a ferríticos. En aceros de bajo carbono la cantidad de ferrita en equilibrio incluso unos cuantos grados por abajo de la temperatura A_3 , es alta, [4]. La relación Kurdvimonov-Sachs ha sido reportada como la más apropiada para aceros [6]. Las relaciones propuestas son las siguientes:

$$\{112\}\langle 111\rangle_{\gamma} \text{ -----} \rightarrow \{113\}\langle 110\rangle_{\alpha}$$

$$\{110\}\langle 112\rangle_{\gamma} \text{ -----} \rightarrow \{332\}\langle 113\rangle_{\alpha}$$

$$\{001\}\langle 001\rangle_{\gamma} \text{ -----} \rightarrow \{001\}\langle 110\rangle_{\alpha}$$

Las orientaciones α no son necesariamente inherentes a las orientaciones γ correspondientes, ya que hay que tomar en cuenta que estas texturas existieron cuando se tenía austenita a altas temperaturas, especialmente cuando después de la laminación se permitió el enfriamiento hasta temperatura ambiente [1].

3.1.5 Texturas durante la deformación plástica de la ferrita

En algunos casos, los últimos pasos en la laminación en caliente se realizan cuando la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se ha llevado a cabo completamente, y el metal se deforma por debajo de la temperatura A_1 . La deformación provocará que los granos comiencen a rotar dependiendo del sentido de la laminación a la que son sometidos. Estos movimientos provocarán que las redes cristalográficas que ya tenían una estructura típica de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ cambien de orientación y por lo tanto de textura. La magnitud de la rotación va a depender de la cantidad de deformación aplicada en la fase ferrítica, hasta que la deformación alcance un grado donde la textura se parezca a una típica de una estructura cúbica centrada en el cuerpo obtenida en laminación. Van Houtte ha descrito algunas de estas texturas típicas o finales del laminado [1].

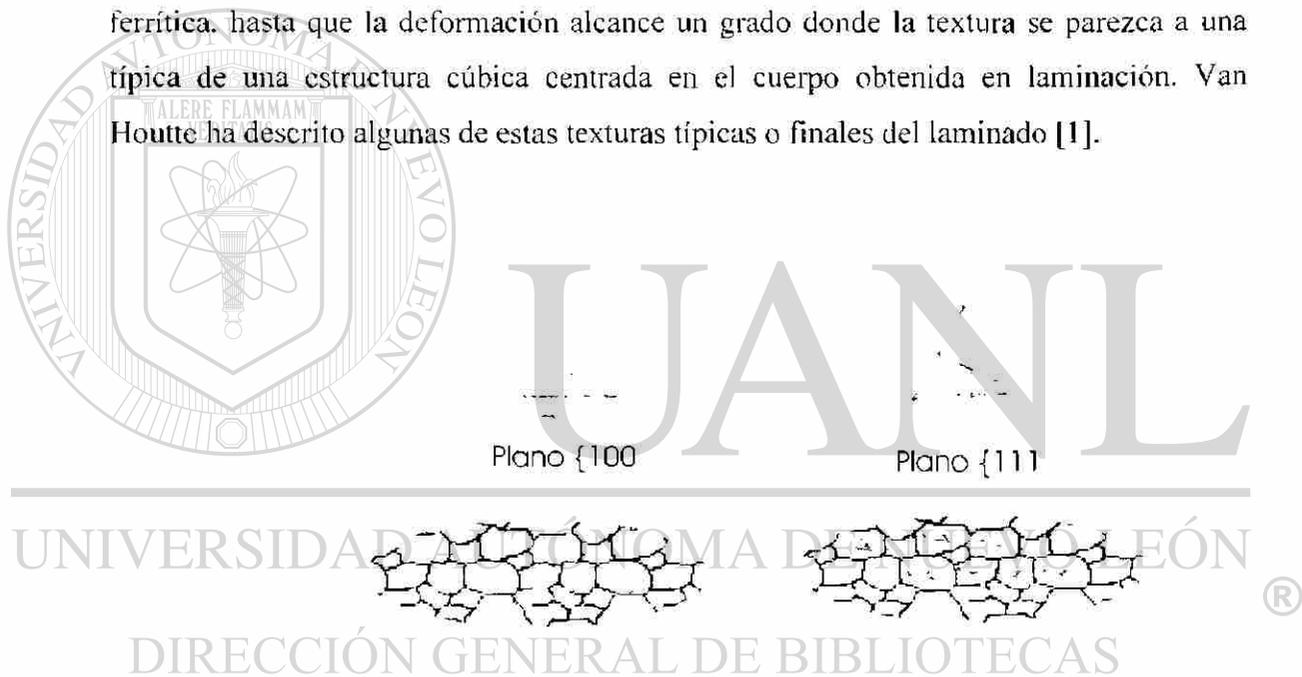


Figura 3.1 Ejemplificación de las texturas $\{100\}$ y $\{111\}$. Lámina

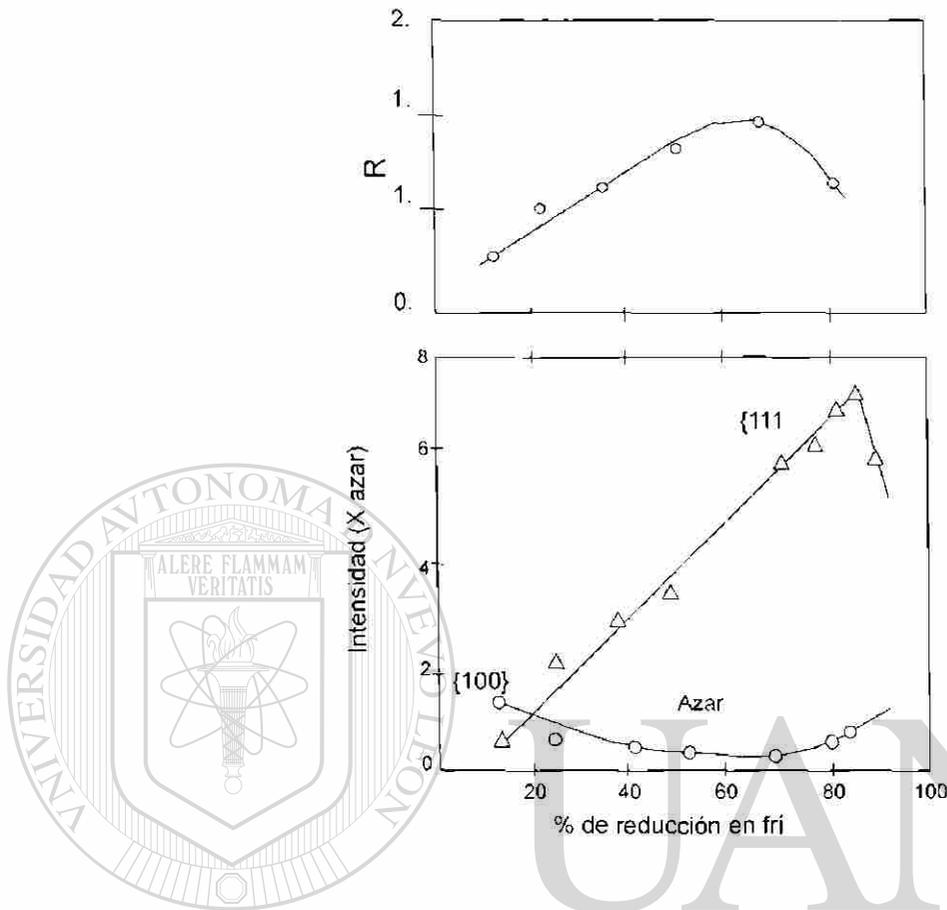


Fig. 3.2. Variación del valor \bar{R} con el componente de textura $\{111\}$ en relación con el porcentaje de reducción en frío [7].

Cabe mencionar que después de la laminación en caliente, por medio de la laminación en frío y tratamientos de recocido es posible obtener ciertas texturas donde los planos $\{100\}$ (basales) y los planos $\{111\}$ (compactos) queden paralelos al plano de laminación. esta tendencia a favorecer ciertos tipos de texturas es importante ya que influyen en la troquelabilidad, la cual está definida como la capacidad de formar una copa de cierta altura a partir de una lámina dada, como se verá posteriormente. En la figura 3.1 se muestran las texturas $\{100\}$ y $\{111\}$ las cuales se obtienen en la laminación en frío de algunos aceros, la figura 3.2 muestra el efecto de éstas sobre el valor R dependiendo del porcentaje de reducción en frío, donde se observa que la

obtención de componentes de textura $\{111\}$ incrementa en valor R y por lo tanto la troquelabilidad. R es una medida de la anisotropía, tal y como se describe a continuación.

3.2 Anisotropía

Como se mencionó anteriormente, la anisotropía es una característica final de un metal deformado y consiste en que sus propiedades mecánicas cambian con respecto a la dirección en que éstas son medidas. La complejidad de la deformación plástica que sufra el material incrementa la complejidad de la anisotropía. Esencialmente, hay dos fuentes de anisotropía. La primera, es la ya mencionada textura, y también se le llama anisotropía cristalográfica. Este tipo puede afectar fuertemente el esfuerzo de cedencia. El segundo tipo se presenta cuando se produce una alineación de inclusiones o partículas de segundas fases a lo largo de direcciones específicas. Cuando el acero se lamina, las inclusiones existentes en el lingote toman la forma y la orientación del proceso de deformación. Esas inclusiones, como MnS, producen ciertos efectos mecánicos. Este tipo de anisotropía también se le llama anisotropía mecánica y usualmente se manifiesta solamente en los estados posteriores a la deformación, influenciando en la fractura [8].

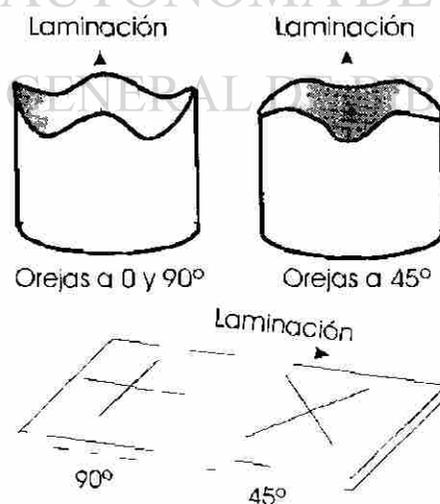


Figura 3.3 Orejas formadas en diferentes direcciones por embutido profundo debido a la anisotropía del metal.

La anisotropía es una característica importante en el metal que se utiliza para el embutido profundo, ya que la diferencia del esfuerzo de cedencia en las diferentes direcciones produciría un efecto denominado orejas el cual consiste en que la orientación en la cual el esfuerzo de cedencia es menor, es decir que el metal es más blando, se deforma más rápido que en la dirección donde el esfuerzo de cedencia es mayor, más duro, con lo cual se obtiene algo semejante a lo que se muestra en la figura 3.3, la cual muestra el efecto de la anisotropía en una taza embutida. Por otro lado, en la figura 3.4 se ilustra el efecto de la anisotropía por inclusiones en la formabilidad de una aleación. La fractura es más probable si la lámina es doblada a lo largo de las líneas de segundas fases que si fuera doblada perpendicular a ellas [8].

3.3 Valor R

Para definir el valor R es necesario tener presente que la anisotropía influye directamente en la troquelabilidad, como ya se había mencionado. Cuando una hoja de acero falla en embutido, generalmente sucede porque se da el inicio de la inestabilidad plástica, la cual significa que una pequeña región se hace más delgada rápidamente hasta que se rompe, la figura 3.3 muestra la formación de una copa, para lo cual se requiere que la cinta se adelgace más de lo que se llega a estirar sin romperse, el parámetro R define esta situación como el cociente de la deformación verdadera del ancho sobre la deformación verdadera del espesor en una prueba de tensión de una muestra cortada de una lámina [9]:

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (3.2)$$

donde

$$\varepsilon_w = \ln \left(\frac{w_0}{w_f} \right) \quad (3.2')$$

y

$$\varepsilon_t = \ln \left(\frac{t_0}{t_f} \right) \quad (3.2^{**})$$

donde ε_w y ε_t son las deformaciones referidas al cambio en ancho y en espesor respectivamente en una probeta plana, además w_0 y w_f se refieren al ancho inicial y final, así como t_0 y t_f equivalen al espesor inicial y final respectivamente. Ahora bien, si se toman probetas cortadas a lo largo de las direcciones paralela, transversal y a 45° con respecto a la dirección de laminación, se está relacionando al parámetro R con la anisotropía, lo cual lleva a la siguiente expresión:

$$\bar{R} = \frac{R_l + R_t + 2R_{45}}{4} \quad (3.3)$$

donde R_l es el valor de R en la dirección longitudinal, R_t en la dirección transversal y R_{45} a 45°, por lo que se considera a \bar{R} como un promedio de los valores de R.



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Figura 3.4. Aspecto de las inclusiones que provocan anisotropía.

El significado físico de esto equivale a que si el valor R es igual a uno indicaría resistencia al flujo igual en el plano y a través del espesor de la lámina; un valor de $R > 1$ indica que el promedio de la resistencia en el plano de la lámina es menor que en el espesor y viceversa para la situación donde $R < 1$. Es importante mencionar que la profundidad que se puede obtener al formar una copa está relacionada con la magnitud de R , ya que un valor alto de este parámetro significa que la lámina resiste el adelgazamiento y este parámetro a su vez depende fuertemente de la textura cristalográfica que se tenga en la lámina [10] que, como ya se mencionó, se puede favorecer con la laminación en frío y tratamientos térmicos y como se puede ver en figura 3.1, las mejores condiciones de troquelabilidad se obtienen cuando la textura predominante es la $\{111\}$ [11] y con valores de R de mínimo 1.5.

Otro concepto importante es la anisotropía plana (ΔR) la cual se define como la variación del parámetro R con la dirección en la lámina, ya que se ha visto que en las diferentes direcciones este valor es significativamente diferente, y está dada por la expresión.

$$\Delta R = \frac{R_l + R_t - 2R_{45}}{2} \quad (3.4)$$

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Por lo tanto, un material isotrópico será aquel que tenga un valor de R igual uno y ΔR igual a cero. Dependiendo de la magnitud de este último parámetro se formarán orejas a determinada inclinación con respecto a la dirección de laminación, lo cual ayuda para controlar la cantidad de desperdicio en el embutido profundo. Se considera que una lámina es altamente deformable si presenta orejas en las direcciones transversal y paralela con respecto a la de laminación.

3.3.1 Temperatura y el valor R

El valor del parámetro R depende de muchas variables, parámetros y condiciones de proceso, una de ellas es la temperatura final en la laminación en caliente. Una lámina con temperatura final de laminación en caliente mayor a A_3 presenta una textura favorable para el embutido profundo caracterizada por altos valores de R , mientras que una lámina con temperatura final menor a A_3 se puede utilizar en aplicaciones magnéticas debido a las características que presenta su textura [4]. Es probable que se piense en optimizar el proceso disminuyendo la temperatura cerca de A_3 lo cual no es muy apropiado ya que esto deteriora el valor R de los productos de la laminación en frío y recocido cuando se les someten a estos procesos. Esto se debe a que la transformación de austenita a ferrita se inicia en la superficie de la lámina durante el contacto con los rodillos de laminación, lo cual decrece la calidad del acero debido a la textura de corte que se forma en la superficie y a una microestructura de ferrita deformada lo cual es indeseable, aunque por otro lado se ha visto que una lubricación adecuada podría ser la solución para evitar los esfuerzos cortantes y consecuentemente mejorar las cualidades de la lámina [12]. Si se requieren altos valores de R , una práctica necesaria para aceros calmados al aluminio sería la que denominan como enrollado en frío [13], la cual consiste en enfriar la lámina rápidamente desde la temperatura final de laminación en caliente hasta una temperatura cerca de 550-620°C antes de que sea enrollada.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Cuando la laminación se realiza en la zona ferrítica sin lubricación la deformación de corte se presenta por debajo de la superficie hasta alrededor de un cuarto hacia el centro de la lámina a través del espesor debido a la fricción alta entre los rodillos y la lámina. En tales láminas, la textura ND $\langle 111 \rangle$ se forma solamente en la parte central de la lámina debido a las condiciones de deformación y compresión plana, por otra parte las texturas ND $\langle 110 \rangle$ o $\{110\} \langle 001 \rangle$ se forman en las regiones severamente afectadas por el corte. Las texturas ND $\langle 110 \rangle$ reducen el valor principal de R después del recocido [14]. Las láminas al ser recocidas presentan granos finos recristalizados de 5-10 μm en las zonas afectadas por la deformación cortante por lo que

presentan gradientes de resistencia a través del espesor, además de gradientes de textura los cuales deben de tomarse en cuenta [15].

En la mayoría de los casos se realiza laminación en frío y recocido por lo que la evolución de la textura en la superficie durante estos depende de la intensidad de la textura de corte (110) que se produce en la laminación en caliente y es de esperarse que afecte a las propiedades mecánicas finales. Por la misma razón, la lubricación es también importante para la laminación en caliente durante la zona ferrítica para mejorar el desarrollo de las cintas deformadas en frío y recocidas obtenidas de las láminas ferríticas [12]. Por razones económicas, convendría reemplazar alguna parte del laminado en frío por laminado en caliente. Una posibilidad es la laminación en tibio, ésta se ha aplicado a los aceros libres de intersticiales (IF) entre otros, este proceso consiste en laminar en caliente en el intervalo de temperaturas de la fase alfa en la cual la recristalización no ocurre. Si se lleva a cabo usando grandes rodillos y bajo condiciones de buena lubricación, se ha visto que las texturas deseadas de $ND||\langle 111 \rangle$ se desarrollan uniformemente de la superficie al centro de la lámina y después de un recocido subsecuente muestran altos valores de R [16]. Senuma y coautores [17] han estudiado el gradiente de textura en aceros de bajo carbono al Ti los cuales fueron laminados en caliente sin lubricación.

Varios autores se han propuesto predecir los valores r y el esfuerzo de cedencia, Welch y otros [18] han estudiado la textura y el valor R a través del espesor de láminas de acero de bajo carbono con adiciones de Nb, en su modelo lograron que los valores predichos fueran muy semejantes a los experimentales en el centro de la lámina. Senuma [17] y otros han estudiado el gradiente de textura a través del espesor de una aleación de acero de bajo carbono con Ti, que fue laminada en caliente sin lubricación, ellos midieron las funciones de distribución de orientaciones cristalográficas en varias posiciones a través del espesor de las cuales predijeron los valores R en cada posición. Sakaki [14] desarrollaron un modelo para predecir la anisotropía plástica y el esfuerzo de cedencia en láminas de acero de dos fases partiendo de los parámetros anisotrópicos locales a través del espesor, los cuales están dados como un función de la posición.

3.3.2 Efecto de la composición sobre el valor R

Otro factor determinante en el valor de R es la composición del acero, se han realizado varios estudios con aceros calmados al aluminio, ya que son los que presentan los valores más altos de R (comprendidos entre 1.4 y 1.8), y se caracterizan por texturas del tipo $\{111\}$, las cuales se alcanzan con laminación en frío posterior y un tratamiento de recocido [19]; en este tipo de aceros es deseable tener un contenido de aluminio soluble de 0.025-0.045 y un nivel de N de 0.05-0.01%, así como una velocidad de calentamiento lenta en el recocido para obtener mejores valores de R [20]. Otro elemento que se puede adicionar y que permite obtener valores grandes de R es el tungsteno [9], sin embargo, la resistencia al envejecimiento por deformación en estos aceros no es satisfactorio. Sin embargo los estudios en aceros de bajo carbono laminados en caliente son muy pocos, Duggan y Hutchinson [21] estudiaron el comportamiento de estos aceros durante el recocido así como el de la textura, ellos adicionaron 1.2% de Cu y obtuvieron textura del tipo $\{111\}$, pero adicionar mucho Cu reduce la formabilidad, además, como en el caso del tungsteno, la resistencia al envejecimiento es muy pobre y aumenta el costo del producto.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

3.4 Microestructura y propiedades

Otro parámetro que está involucrado íntimamente con las propiedades finales del acero son las características de la microestructura, el tamaño y morfología de grano. Si la lámina se destinará a aplicaciones como es el embutido, la fabricación de lavadoras o refrigeradores, esto es muy importante, es evidente que si se tiene un tamaño de grano muy grande la superficie de la lámina tendrá una apariencia rugosa, o al ser deformada posteriormente presentará la apariencia de piel de naranja, esto es debido a que los granos tienen diferente orientación respecto a sus vecinos, deformándose de manera

heterogénea. El ojo humano alcanza a ver esas imperfecciones cuando el tamaño de grano es mayor a $40\mu\text{m}$. Prácticamente para todos los tipos de aceros para embutido profundo es necesario que la laminación en caliente termine antes de que la transformación de austenita a ferrita se lleve a cabo. En otras palabras, una microestructura con ferrita deformada es indeseable [9].

Otro parámetro que afecta al valor de R es el tamaño de grano, en general se encuentra que dicho valor disminuye con la refinación del grano, sin embargo la mayoría de los beneficios de la laminación vienen del refinamiento de microestructuras transformadas, tal como el tamaño de grano ferrítico. En general la refinación del tamaño de grano es benéfica para los aceros, puesto que incrementa la resistencia mecánica y la ductilidad, además de eliminar ciertos defectos cosméticos como el denominado piel de naranja. El refinamiento del grano ferrítico es el resultado de dos mecanismos: granos finos de austenita recristalizada formados por la laminación en caliente a temperaturas intermedias y la deformación de austenita debajo de la temperatura de recristalización la cual aumenta la nucleación de los granos ferríticos [22].

Una relación posible que involucra el valor R con el tamaño de grano es:

$$R=R_0-kN \quad (3.5)$$

donde R_0 y k son constantes del material y N es el tamaño de grano según la norma A.S. T. M. [23].

Sin embargo, en aceros destinados al sector eléctrico esta refinación no es benéfica, puesto que tanto el campo a aplicar para obtener una cierta magnetización, así como las pérdidas magnéticas se incrementan. Tampoco la textura $\{111\}$, tan útil desde el punto de vista de troquelabilidad, es benéfica, puesto que, la orientación de más fácil magnetización en el hierro es la $[100]$ (la cara del cubo), en vez de la $[110]$ (que corresponde a la diagonal a las caras del cubo), que es predominante en texturas $\{111\}$ [24].

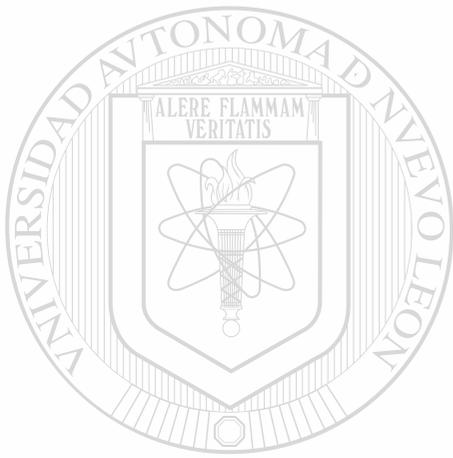
Otro fenómeno que se observa en la lámina es que debido a la laminación los granos tienden a orientarse o a adquirir orientaciones preferenciales, aunque se pensaba [17] que en la deformación en caliente esto no ocurría sino que al contrario se producía mayor desorientación entre unos y otros, pero en el Capítulo 3 se tratará este punto con mayor detalle. Se ha visto en cambio que conforme avanza la lámina en el molino de laminación se aproxima a la temperatura de transformación A_3 , la transformación de austenita a ferrita ocurre en la superficie lo que promueve junto con los esfuerzos de corte que debido a la laminación produzcan una orientación diferente en ésta [19]. Así que las características más importantes de la microestructura de deformación en caliente son el tamaño de grano de los subgranos pues dan resistencia al material, la orientación que produce que las propiedades mecánicas varíen dependiendo de la orientación y la densidad de dislocaciones.

Referencias

- [1] D. Vanderschueren, P. Van Houtte, E. Aernoudt, J. Dilewijnns, y C. Standaert: *Advances in hot deformation textures and microstructures*, Ed. J.J. Jonas, T.R. Bieler y K.J.. Bowman, The minerals and metals and materials society, 1994, pp 95.
- [2] W.b. Hutchinson: *Int. Metals Rev.*, vol. 29 (1984), pp 25.
- [3] R.K. Ray y J.J. Jonas: *Int. Materials Rev.*, vol. 35 (1990), pp 1.
- [4] D. Vanderschueren, L. Kestens, P. Van Houtte, E. Aernoudt, J. Dilewijnns y U. Meers: *Mat. Sci. and Tech*, vol.6 (1990), pp 1247.
- [5] I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sampei y t. Okita: *proceedings Micro Alloying75*, Ed. Union Carbide Corporation, 1977, pp 120.
- [6] R.K. Ray y J.J. Jonas: *Int. Mat. Rev.*, vol. 35, (1990), pp1.
- [7] R.L. Whiteley y D.E. Wise: *Flat products III*, 1962, New York AIME
- [8] Marc André Meyers: *Mechanical metallurgy principles and applications*, 1984, Prentice Hall, Inc. EEUU.
- [9] S. Mishra y C. Därmann: *Int. Metals Rev.*, vol. 27 (1982), pp 307.
- [10] R.L. Whiteley: *Trans. ASM*, vol. 52 (1960), pp 154.

- [11] R. W. Vieth y R.L. Whiteley: International Deep Drawing research group, 1964, London.
- [12] P. Messien y J.C. Herman: International symposium on low-carbon steel for the 90's, Ed. R. Asfahani y G. Tither. The minerals metals and materials society, 1993.
- [13] D.J. Blickwede: Trans ASM, vol. 61 (1968), pp 653.
- [14] T. Sakaki, G.J. Weng, K. Kakehi y S. Hashimoto: Metall. Mater. Trans. A, vol. 27A (1996), pp 317.
- [15] T. Sakai, Y. Saito, M. Matuso y K. Kawasaki: ISIJ Int., vol.31 (1991), pp 86.
- [16] T. Sakai, Y. Saito, K. Hirano y K. Kato: Trans. ISIJ, vol. 28 (1988), pp 1036.
- [17] T. Senuma, H. Yada, Y. Matsumura y K. Yamada: J. ISIJ, vol. 73 (1987), pp 1598.
- [18] P.I. Welch, H.J. Bunge y C.M. Vlad: Arch. Eisenhüttenwes., vol. 55 (1984), pp 321.
- [19] F.B. Pickering: Physical metallurgy and the design of steels, Ed. Applied science publishers, 1983.
- [20] I.S. Brammar, T.R. Thomson y R.M. Hobbs: J. Aust. Inst. Met., vol. 17 (1972), pp 147.
- [21] B.G. Duggan y W.B. Hutchinson: Textures and the properties of materials. Ed. G.J. Davies y otros. 1976, Londres, The Metals Society.
- [22] I. Kozasu: Trans. ISIJ, vol. 12 (1972), p 241.
- [23] D.J. Blinckwese: Trans. ASM, vol. 61 (1968), pp 653.
- [24] Preguntar al doctor.

CAPÍTULO 4



PROPIEDADES

MECÁNICAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Las propiedades de un material determinan en qué tipo de aplicaciones se puede emplear teniendo una vida útil adecuada. Así, una lámina de acero con buena formabilidad y baja resistencia puede usarse en la fabricación por estampado profundo de carrocerías de automóviles o enseres domésticos de línea blanca. Esto se debe a que la lámina puede ser capaz de deformarse fácilmente para lograr la forma deseada. En otros casos se requiere que la lámina sea capaz de soportar cargas elevadas sin que se deforme o se fracture. En este capítulo se describen los métodos empleados para caracterizar las propiedades mecánicas del acero a partir de la información experimental que se puede obtener mediante un ensayo de tensión uniaxial.

4.1 Ensayo de tensión

Existen diversos ensayos de laboratorio diseñados para el estudio del comportamiento mecánico de un metal de tal manera que se reproduzcan en forma aproximada las condiciones en que estará en servicio. Uno de los más empleados es el ensayo de tensión, debido a que se puede obtener información importante sobre el comportamiento del metal cuando es sometido a fuerzas uniaxiales de tensión. Por ejemplo, la resistencia a la deformación, la resistencia última a la tracción, su deformación a la fractura, el coeficiente de endurecimiento por deformación, etc. son propiedades que pueden determinarse fácilmente mediante el ensayo de tensión.

El ensayo consiste en deformar una muestra aplicando una carga uniaxial sujetándola de los extremos para que el esfuerzo se distribuya uniformemente en la sección transversal de la muestra. Esta puede ser de diferentes formas y tamaños, la sección transversal puede ser cuadrada, rectangular o cilíndrica, la porción central se hace más angosta que los extremos para controlar que la deformación se concentre en una sección donde los dispositivos para sujetar la probeta no interfieran con los esfuerzos aplicados. Durante el ensayo de materiales dúctiles se observa, al alcanzar la carga máxima y antes de que se produzca la fractura, que la deformación comienza a concentrarse en una región específica de la probeta y se forma un "cuello o estricción", localizado normalmente en la porción central. Este fenómeno representa una inestabilidad en el comportamiento de deformación plástica en tensión del metal.

4.2 Comportamiento mecánico de un metal

Durante el ensayo de tensión se obtienen mediciones de la fuerza aplicada y desplazamiento del cabezal, este último proporciona la longitud l correspondiente a la distancia que se está deformando la muestra, entonces es natural pensar que esta distancia corresponde a la deformación elástica de la máquina de ensayos mas la deformación elástica de la muestra mas la deformación plástica de la muestra, puesto que la máquina está diseñada para no alcanzar la deformación plástica, con los

resultados de estas mediciones es posible construir la curva de esfuerzo (S), deformación (e) ingenieril utilizando las ecuaciones 4.1 y 4.2.

$$S = \frac{F}{A_0} \quad (4.1)$$

$$e = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (4.2)$$

donde A_0 y l_0 son el área de la sección transversal y longitud inicial de la probeta y l es la longitud instantánea.

En la mayoría de los casos la probeta se deforma elástica y plásticamente, mientras que la máquina sólo elásticamente, por lo que en algunos casos hay que tomar en cuenta esta deformación al tomar las mediciones de l . Sin embargo, las máquinas servohidráulicas tienen un coeficiente de rigidez muy grande, por lo que si se toma la velocidad en un tiempo dado, se tiene:

$$Vt = \frac{P}{K} + \frac{l\sigma}{E} + \varepsilon_p l \quad (4.3)$$

donde K es la rigidez de la máquina, V la velocidad del cabezal y ε_p la deformación de la probeta, por lo que al despejar ε_p se tiene que:

$$\varepsilon_p = \frac{Vt}{l} - \frac{\sigma}{E} - \frac{P}{Kl} \quad (4.4)$$

por lo que al tener un K muy grande la fracción se vuelve pequeña no afectando al valor de la deformación de la probeta.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Nótese que para hacer el cálculo de S y e se usan las dimensiones originales de la probeta. Sin embargo, durante el ensayo de tensión uniaxial las dimensiones de la probeta cambian continuamente y, por lo tanto, el esfuerzo necesario para mantener la deformación debe estimarse a partir de las dimensiones instantáneas de la probeta. A partir de la definición de deformación se tiene:

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \quad (4.5)$$

la deformación acumulada del tiempo t_0 al tiempo t estará dada por:

$$\int_{\epsilon} d\epsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (4.6)$$

y al relacionar e con la deformación ingenieril se obtiene la siguiente relación:

$$\epsilon = \ln(e + 1) \quad (4.7)$$

además, debido a que se considera que el volumen permanece constante durante la deformación plástica, se puede encontrar la relación para el esfuerzo real a partir del ingenieril como sigue:

$$\sigma = s(e + 1) \quad (4.8)$$

Por otro lado, si se requieren obtener las propiedades de flujo del material, es necesario conocer su comportamiento de endurecimiento por deformación sin el efecto de las dimensiones de las probetas. Se han establecido varias ecuaciones dependiendo de cómo responde el metal durante el ensayo mecánico y en las condiciones de velocidad y temperatura de deformación en que se esté realizando. Se han propuesto varios modelos constitutivos de ecuaciones pero uno de los más empleados, es el modelo propuesto por Ludwik [1], ecuación 4.9, y después modificado por Hollomon [2], ecuación 4.10, conocido como la relación esfuerzo-deformación real, el cual se aplica en la zona de deformación plástica homogénea;

$$\sigma = k\epsilon^n \quad (4.9)$$

$$\sigma = \sigma_0 + k\epsilon^n \quad (4.10)$$

donde σ y ϵ son los valores de esfuerzo real y deformación real, respectivamente, k y n son constantes empíricas que dependen de cada material, k es el coeficiente de resistencia y n es el exponente de endurecimiento por deformación, σ_0 es un término que se relaciona con el esfuerzo de cedencia.

Por otro lado, si se toma la definición de esfuerzo como sigue:

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (4.11)$$

la diferencial del incremento de carga con respecto a la deformación será

$$\frac{dP}{d\varepsilon} = \frac{d}{d\varepsilon} (A\sigma) = A \frac{d\sigma}{d\varepsilon} + \sigma \frac{dA}{d\varepsilon} \quad (4.12)$$

donde A es el área instantánea sobre la que se aplica la carga. Si el volumen A permanece constante durante la deformación, lo cual es muy cercano a la realidad, se tiene que:

$$\frac{dV}{d\varepsilon} = \frac{d(Al)}{d\varepsilon} = 0; l \frac{dA}{d\varepsilon} + A \frac{dl}{d\varepsilon} = 0 \quad (4.13)$$

de la definición de $d\varepsilon$ ecuación (4.7) se tiene que:

$$\frac{dA}{d\varepsilon} = - \frac{A}{l} \frac{dl}{d\varepsilon} = -A \quad (4.14)$$

Entonces la ecuación (4.14) se puede escribir como:

$$\frac{dP}{d\varepsilon} = A \frac{d\sigma}{d\varepsilon} - A\sigma \quad (4.15)$$

en el punto de carga máximo ($\frac{dP}{d\varepsilon} = 0$), por lo que:

$$A \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = A\sigma, \text{ ó } \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad (4.16)$$

Esto demuestra que el material alcanzará un valor de carga máximo cuando la pendiente de la curva esfuerzo-deformación, la cual está incrementándose debido al endurecimiento por deformación, iguala la magnitud del esfuerzo aplicado. Físicamente esto significa que el incremento en la fuerza debido al endurecimiento por trabajado alcanza un valor tal, que se balancea con el decremento en área y se registra la carga máxima. Así pues, la deformación causa inestabilidad, permitiendo la formación de la estricción y, finalmente, la fractura.

Se puede considerar que el acero, en el régimen plástico, se deforma de acuerdo con la ecuación (4.9). Si se deriva esta ecuación con respecto a la deformación se tiene:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{nk\varepsilon^n}{\varepsilon} \quad (4.17)$$

y substituyendo la ecuación (4.16) en la ecuación (4.17) se tiene:

$$k\varepsilon^n = \frac{nk\varepsilon^n}{\varepsilon} \quad (4.18)$$

entonces:

$$\varepsilon_n = n \quad (4.19)$$

donde ε_n es la deformación uniforme, la cual quiere decir que se ha alcanzado el punto de la deformación al cual inicia la estricción.

4.2.1 Bandas de Lüders

Durante las etapas iniciales de la deformación plástica de aceros de bajo carbono recocidos, se presenta el fenómeno denominado formación de bandas de Lüders. Estas bandas son zonas donde la deformación plástica se presenta de manera localizada. El material fuera de las bandas sólo se deforma elásticamente. Las bandas se pueden propagar desde uno o ambos extremos de las muestras y se manifiestan en la curva esfuerzo-deformación por mantener una región de deformación a esfuerzo prácticamente constante. Una vez que las bandas han recorrido la sección útil de la probeta se inicia el endurecimiento por deformación característico de los materiales dúctiles.

4.3 Tamaño de grano y resistencia

La ecuación (4.19) muestra que el valor de n puede asociarse con la capacidad del material para ser deformado uniformemente bajo esfuerzos uniaxiales de tensión. Sin embargo, no se ha encontrado ninguna relación del exponente n con las características microestructurales del metal, no con los parámetros del proceso. Sin embargo Morrison [3] realizó un estudio para relacionar n y k de la ecuación 4.9 con el tamaño de grano y

encontró cierta evidencia experimental que indica que n se incrementa al refinar el tamaño de grano:

$$n = \frac{5}{10 + d^{0.5}} \quad (4.20)$$

En la ecuación (4.20) el tamaño de grano ferrítico (d) se expresa en mm. También se encontró que k es dependiente del contenido de carbono y del tamaño de grano. Desafortunadamente Morrison [3] no contaba con suficientes datos para todo tipo de acero con una variación en el tamaño de grano lo suficientemente grande como para determinar la exactitud de la relación entre k y el diámetro del grano. La siguiente ecuación se aplica para un acero con 0.05% de C:

$$k = 65,000 + 2,000d^{-1/2} \quad (4.21)$$

donde k se expresa en psi y d en mm.

El tamaño de grano obtenido al final de la laminación en caliente es una característica que está vinculada con la resistencia del material, tal como se muestra en la ecuación 4.22 propuesta para aceros de bajo carbono por Pickering [5-6]. En ella se indica la relación entre el tamaño de grano, la composición química (porcentaje en peso del elemento aleante) y la cantidad de nitrógeno libre (N_f) contenido en el metal. Así mismo, en la ecuación 4.23 se involucra el tamaño de grano con la resistencia a la tensión donde ($perlita$) es el porcentaje de perlita en la estructura.

$$\sigma_0 (MN/m^2) = 15.4[3.5 + 2.1\%Mn + 5.4\%Si + 23\%N_f + 1.13d^{-1/2}] \quad (4.22)$$

$$\sigma (MN/m^2) = 15.4[19.1 + 1.8(Mn) + 5.4(Si) + 0.25(perlita) + 0.5d^{-1/2}] \quad (4.23)$$

En la figura 4.1 se muestra el efecto del tamaño de grano sobre el esfuerzo de cedencia y la temperatura de transición dúctil-frágil; en ella se observa que el refinamiento del tamaño de grano ferrítico incrementa el esfuerzo de cedencia y disminuye la temperatura de transición dúctil frágil en ensayos de impacto, es decir la refinación del grano contribuye a incrementar al mismo tiempo tanto la resistencia del material, como su tenacidad.

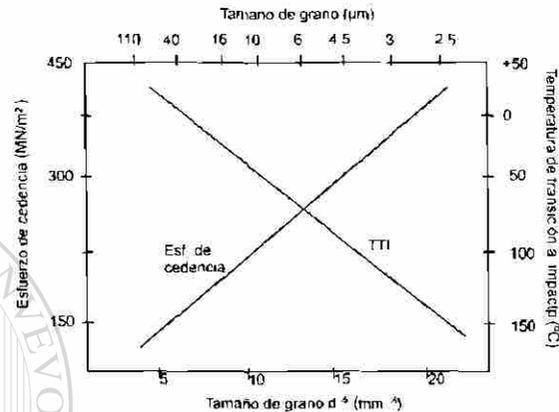


Figura 4.1 Efecto del tamaño de grano de un acero 0.1% C sobre el esfuerzo de cedencia y la temperatura de transición dúctil-frágil en un ensayo de impacto.

Casi siempre es deseable obtener un tamaño de grano pequeño, para tener buena resistencia y ductilidad, además que es muy útil para prevenir el defecto superficial denominado piel de naranja y mejorar así la apariencia superficial de la lámina. Se ha logrado reducir el tamaño de grano mediante la adición de aluminio. También se puede alcanzar un refinamiento de grano mediante pequeñas adiciones de Nb, según sea la aplicación a la que esté destinada la lámina [3]. Para aplicaciones donde se deformará posteriormente en frío se busca que el esfuerzo de cedencia sea bajo para lograr eficiencia en este proceso.

4.4 Efecto de la composición química

No siempre es deseable obtener un acero con resistencia muy alta, la razón para esta limitación es debido a que existen otras propiedades, tales como son la tenacidad, la

soldabilidad, la capacidad para ser deformado, etc., que deben ser tomadas en cuenta. El endurecimiento en el acero va acompañado por la disminución en tenacidad, expresada en la figura 4.2 desarrollada por Pickering [8] por la temperatura de transición dúctil-frágil (TT).

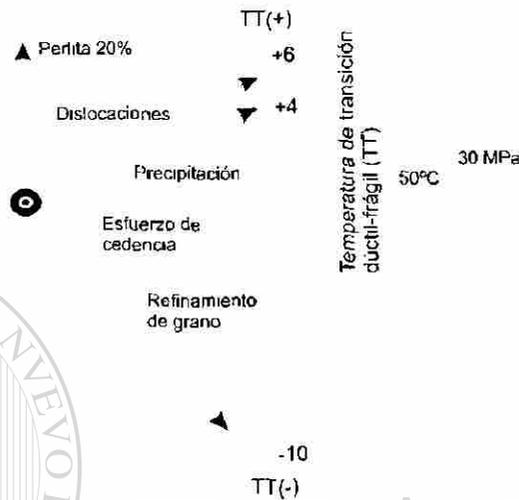


Fig. 4.2 Factores que afectan a la resistencia mecánica y a la tenacidad en aceros con ferrita y perlita [8].

Los elementos de aleación también juegan un papel importante en el desarrollo de las propiedades mecánicas de la lámina. Se pueden aprovechar los fenómenos como el refinamiento de grano, recristalización, envejecimiento, endurecimiento por solución sólida, endurecimiento debido a subestructuras y dislocaciones, así como las variables del proceso para obtener combinaciones de resistencia y tenacidad deseadas, Pickering [7] da una idea de cómo se comportan las combinaciones de resistencia y tenacidad en aceros de baja aleación normalizados dependiendo de los elementos aleantes y los fenómenos que intervienen, figura 4.3. Los vectores en la figura significan que el refinamiento de grano ayuda marcadamente tanto a la resistencia como a la tenacidad, mientras que la precipitación provee mejor resistencia a costa de reducir la tenacidad.

El aluminio es benéfico en estos aceros de bajo carbono porque reduce el nitrógeno intersticial, lo que disminuye la temperatura de transición dúctil-frágil (TTI). El silicio en cantidades típicas contribuye a la resistencia pero eleva la TTI, el

manganeso es benéfico para ambos, resistencia y tenacidad, pero no contribuye al efecto del aumento de resistencia por solución sólida. aunque disminuye la temperatura de descomposición de la austenita durante el enfriamiento desde las temperaturas típicas de las operaciones de laminación en caliente, lo que da como resultado un refinamiento de grano y una reducción del tamaño de los carburos. El molibdeno se comporta de manera similar [4].

Dentro de otras propiedades mecánicas se ha visto que la habilidad para el embutido profundo es superior en láminas de aceros de bajo carbono con altos exponentes de endurecimiento por deformación y con altos valores de R [9-10]. Otro proceso de formado cuyos requerimientos de calidad son elevados es el de estampado, puesto que la deformación dada a una pieza no es homogénea. En relación con la tenacidad de un acero, se ha visto que la eliminación de estructuras no poligonales o bainíticas, como es el caso de la laminación en caliente, mejora la temperatura inferior de transición dúctil-frágil [11].

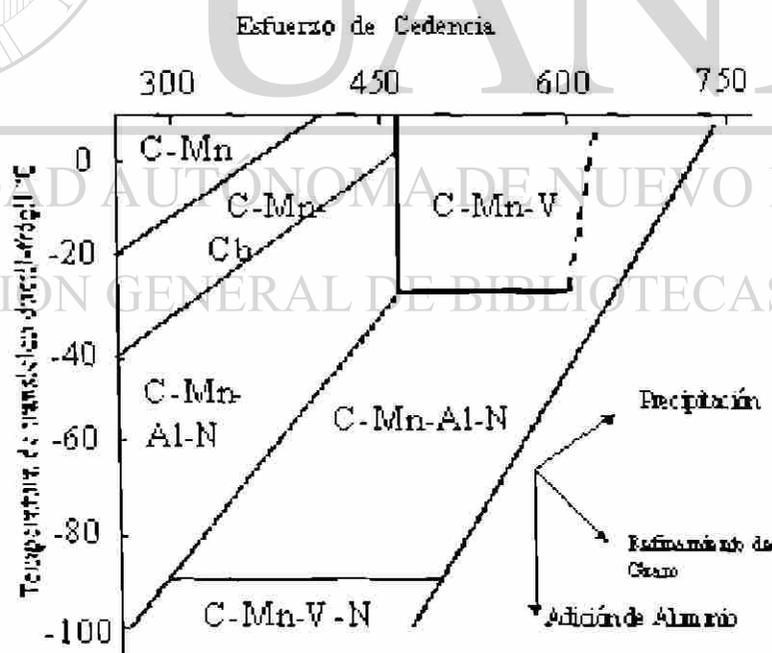


Fig. 4.3 Combinaciones de esfuerzo de cedencia y temperatura de transición dúctil-frágil en aceros normalizados alta resistencia, baja aleación [8].

4.5 Laminación en caliente y control de las propiedades

Es deseable obtener una lámina que sea capaz de ser deformada en diferentes formas. En este sentido, el valor R es un parámetro importante, ya que la mayor capacidad de embutido se obtiene al incrementar el valor de este parámetro. Así mismo, para estas aplicaciones, también es deseable que el metal resista altas deformaciones antes de la fractura, es decir que tenga alta elongación. Por lo tanto, también es importante que el valor de n , sea lo más elevado posible. Si lo que se busca es un material óptimo para procesos tales como embutido y estampado profundo, se debe buscar que el acero tenga valor bajo de resistencia a la cedencia, ya que la energía necesaria para alcanzarlo sería menor. Además la anisotropía es esencial dentro de ciertas aplicaciones ya que no siempre se busca que una lámina tenga las mismas características y propiedades en todas las direcciones. Sin embargo, hay aplicaciones donde se prefiere tener más alta resistencia en la dirección transversal y buena elongación en la dirección de laminación. Por esto es necesario especificar las prioridades para encontrar las características que ayuden a lograr los propósitos para lo que se diseña un material.

Referencias

- [1] P. Ludwik: Elemente der Technologischen mechanik, Julio (1909), Berlín pp 32.
- [2] J.H. Hollomon: Tensile deformation, Trans. AIME, vol. 162 (1945), pp 268.
- [3] W.B. Morrison: Trans. of the ASM, vol. 59 (1966), pp 824.
- [4] M. Cohen y W. Owen: Proceedings Microalloying75, Union Carbide Corporation (1977) pp 2.
- [5] F.B. Pickering, "Towards improved toughness and ductility", Climax Molybdenum Co. Symp., Kyoto, 1979, pp 9.

- [6] F.B. Pickering y T. Gladman: Iron and Steel Inst. Spec. Rep. No. 81 (1963), pp 10.
- [7] F.B. Pickering: "High-strength, low-alloy steels a decade of progress"
- [8] F.B. Pickering: "Physical metallurgy and the design of steels" Applied science publishers.
- [9] T. Sawatani, K. Shimizu, T. Nakayama, y T. Hiari: Trans. ISIJ., vol. 18 (1978). pp 686.
- [10] S. Sato, K. Yamazaki y S. Ujihara: Trans. ISIJ. vol. 21 (1981), pp 772.
- [11] I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sampei y T. Okita: proceedings Microalloying75. Union carbide corporation (1977) pp120.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 5

EXPERIMENTACIÓN

5.1 Introducción

El objetivo de este trabajo fue realizar un análisis de la anisotropía, de la deformación plástica, entre otras propiedades, en cuatro aceros laminados en caliente a diferentes espesores. La caracterización de las propiedades de anisotropía se llevó a cabo mediante ensayos de tensión. Los datos de las pruebas y las mediciones directas de las probetas se introdujeron en una base de datos para su análisis posterior. La microestructura se caracterizó mediante técnicas metalográficas convencionales.

5.2 Materiales

Se recibieron cuatro láminas de acero provenientes de un molino de laminación en caliente de una empresa de la localidad. Las láminas tenían diferentes espesores y diferentes composiciones. básicamente se trata de dos tipos diferentes de aceros de bajo carbono. Se realizó el análisis químico para determinar la composición de los aceros, éstas se muestran en la Tabla 5.1. A tres de estos aceros se les identificó con la letra A, además de un número del 1 al 3 para distinguirlos, ya que su composición es

muy similar, al 4º, se le asignó la letra B. Los espesores de cada uno de los aceros se muestran en la Tabla 5.2

Acero	C	Mn	P	S	Cu	Ni	Si	Cr	Mo	Al	Ca	Nb	N
A1	0.054	0.199	0.01	0.008	0.039	0.018	0.015	0.012	0.006	0.033	0.0032	0.004	0.0043
A2	0.05	0.199	0.01	0.007	0.039	0.018	0.015	0.013	0.006	0.031	0.0026	0.006	0.0057
A3	0.053	0.191	0.009	0.007	0.042	0.021	0.011	0.01	0.008	0.038	0.0028	0.006	0.0062
B	0.064	0.804	0.01	0.006	0.05	0.021	0.008	0.01	0.005	0.03	0.0031	0.023	0.0055

Tabla 5.1 Composición de los cuatro aceros estudiados.

No. De Muestra	espesor (mm)
A1	.69
A2	.92
A3	.06
B	.18

Tabla 5.2 Espesores de las muestras.

La empresa cuenta con un molino de laminación continuo de seis castillos. La materia prima empleada en el proceso consiste de planchón delgado (50 mm de espesor) fabricado por colada continua. Los planchones son precalentados en un horno túnel a una temperatura cercana a 1150°C y laminados de manera continua hasta la obtención de láminas de espesores de hasta 1mm aproximadamente. Finalmente, las láminas pasan a una mesa de salida donde se enfrían con agua a presión para posteriormente enrollarlas y alcanzar la temperatura ambiente. La tabla 5.3 muestra con mayor detalle los valores de las variables del proceso de laminación bajo el que fueron fabricados cada uno de los aceros en estudio.

Se obtuvieron muestras de los rollos de lámina disponibles, de donde se cortó un metro de longitud de lámina de cada uno de ellos. Se marcaron y cortaron probetas para ensayos de tensión en tres direcciones con respecto a la dirección de laminación: longitudinal, a 45 grados y transversal. La figura 5.1 muestra esquemáticamente como se hicieron los cortes de las probetas.

Muestra A1	Paso 1	Paso 2	Paso 3	Paso 4	Paso 5	Paso 6
Espesor obtenido (mm)	24.34	13.52	7.16	4.76	3.45	2.69
Temperatura (°C)	1041	1004	977	946	921	891
Velocidad (m seg)	0.6	1.1	2	3.2	4.4	5.8
Fuerza de separación (KN)	17540	14710	16810	10220	8350	7800
Muestra A2						
Espesor obtenido (mm)	19.47	10.46	5.54	3.54	2.49	1.92
Temperatura (C)	1039	1002	973	942	917	885
Velocidad (m seg.)	0.8	1.4	2.7	4.4	6.3	8.3
Fuerza de separación (KN)	19720	15480	16260	10960	10160	9360
Muestra A3						
Espesor obtenido (mm)	16.94	7.41	3.32	1.95	1.36	1.06
Temperatura (C)	1044	1003	977	940	903	851
Velocidad (m seg)	0.7	1.5	3.4	6	9	12
Fuerza de separación (KN)	22920	20400	21640	12920	11350	10550
Muestra B						
Espesor obtenido (mm)	23.04	11.92	5.79	3.66	2.64	2.18
Temperatura (°C)	1058	1017	989	956	925	887
Velocidad (m seg.)	0.6	1.1	2.3	3.7	5.3	6.6
Fuerza de separación (KN)	20220	18770	20480	12070	9860	9110

Tabla 5.3 Proceso de laminación al que fueron sometidos los aceros en estudio.

5.3 Descripción de las pruebas

Las pruebas de tensión se realizaron en una máquina universal para ensayos mecánicos marca Instron, modelo 8601, con capacidad de 10 Ton, se decidió que la velocidad del cabezal fue de 5 mm min para todas las pruebas. En cada caso, primero se realizó una prueba completa sin interrupciones para determinar la deformación máxima soportada por el material y de esta manera se determinó a que distancia de avance del pistón la prueba se detendría, para llevar a cabo las mediciones de ancho y espesor de la probeta bajo carga. La mayoría de los ensayos se realizaron deteniendo el pistón a cada

4 mm. Se realizaron medidas del ancho y espesor en los extremos y en el centro de la muestra. estas mediciones se hicieron con un vernier digital y se aseguró que la primera medición se hiciera sobrepasando la zona elástica y la última fuera antes que comenzara la estricción. La máquina de ensayos cuenta con un dispositivo que permite que los datos de carga y desplazamiento que se van generando durante el ensayo se almacenen en una computadora de tal manera que se cuentan datos suficientes para su posterior manipulación y análisis. Las dimensiones a las que fueron maquinadas las probetas y la posición donde se tomaron las mediciones de ancho y espesor se muestran en la fig. 5.2.

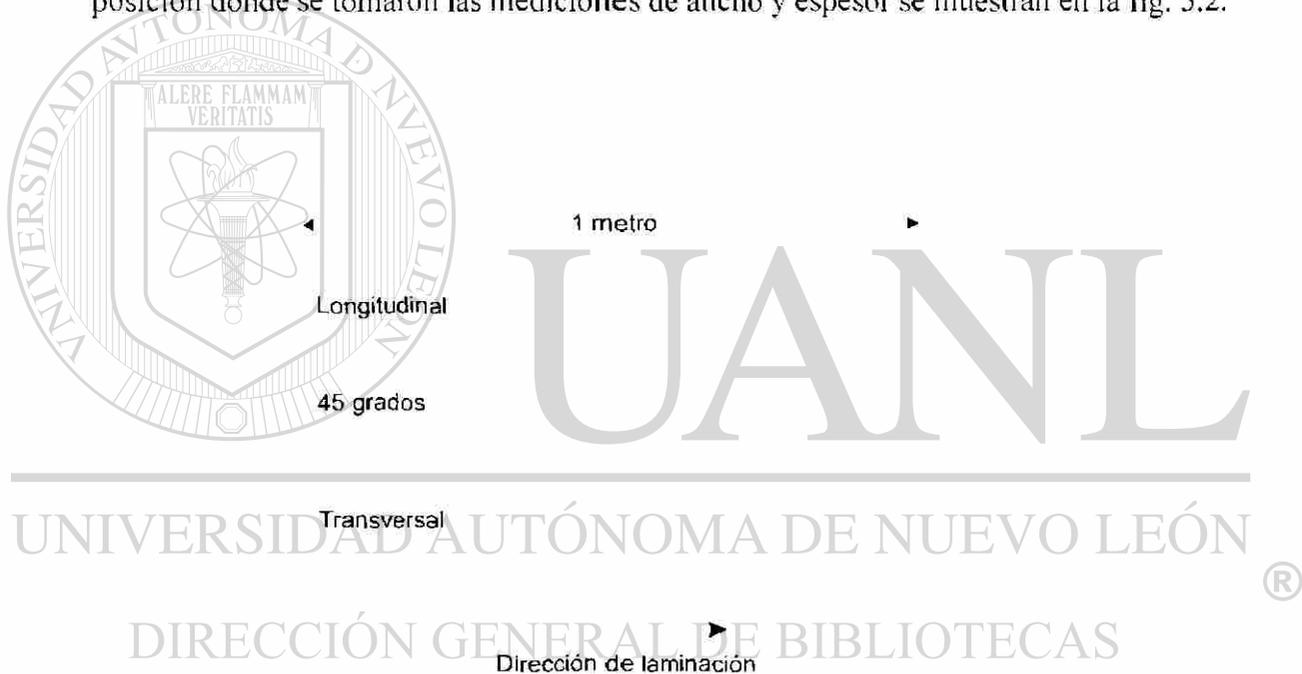


Figura 5.1 Representación de los cortes para obtener las probetas

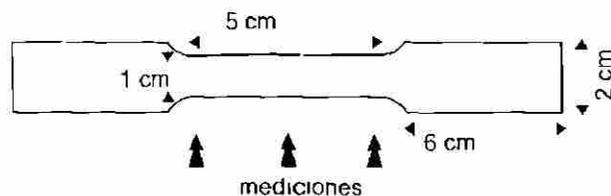


Figura 5.2 Dimensiones de las probetas

5.4 Procesamiento de los datos obtenidos

Con ayuda de un programa computacional se obtuvieron las gráficas esfuerzo contra deformación a partir de los datos de fuerza y desplazamiento obtenidos de la máquina de ensayos. Se determinó la pendiente máxima en la región plástica y se procedió a eliminar la parte de la gráfica correspondiente al deslizamiento de la probeta sobre las mordazas. Los experimentos se realizaron por triplicado o por cuatuplicado con el objetivo de evaluar la variabilidad de la anisotropía plástica en las láminas.

Se calcularon las curvas verdaderas de esfuerzo deformación y se determinaron los valores de inicio de la zona de deformación plástica heterogénea, bandas de Lüders, el comienzo de la zona de deformación plástica homogénea, el esfuerzo máximo y el esfuerzo a la fractura, a tales puntos se les identificó con las letras A, B, C y D las cuales corresponden a los puntos (ϵ_0, σ_0) , punto de cedencia o límite inferior, (ϵ_L, σ_L) , deformación de Lüders, (ϵ_m, σ_m) , resistencia a la tensión, y (ϵ_f, σ_f) , punto de fractura, respectivamente como se muestra en el ejemplo de la figura 5.3.

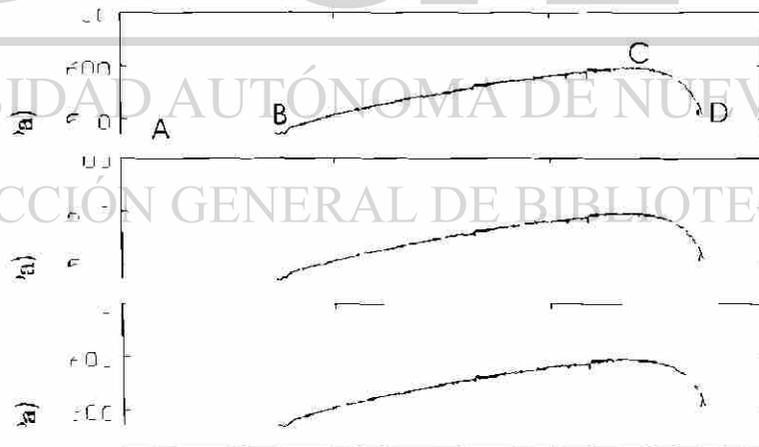


Figura 5.3. Gráfica de esfuerzo deformación real del acero tipo B cortado en la orilla siguiendo la dirección de laminación donde se muestran los puntos A-D.

Adicionalmente, a partir de las gráficas logaritmo del esfuerzo contra logaritmo de la deformación, se obtuvieron los valores de n y k de la ecuación de Lüdwik, ecuación 4.7. En la figura 5.4 se ilustra este tipo de gráfica para el caso del material A_1 cortado longitudinalmente al sentido de laminación. La información obtenida se guardó en una base de datos para el posterior análisis de ésta. Con los datos obtenidos se obtuvieron una serie de gráficas comparativas de las propiedades mecánicas, utilizando los valores de los puntos A, B y C se graficaron σ_0 , σ_L , σ_m , así como ϵ_m , $\epsilon_m - \epsilon_L$ y ϵ_0/ϵ_m en las diferentes direcciones y a su vez se incluyeron las muestras tomadas de la orilla y del centro, también se obtuvo una gráfica del parámetro n de todos los casos contra la deformación total.

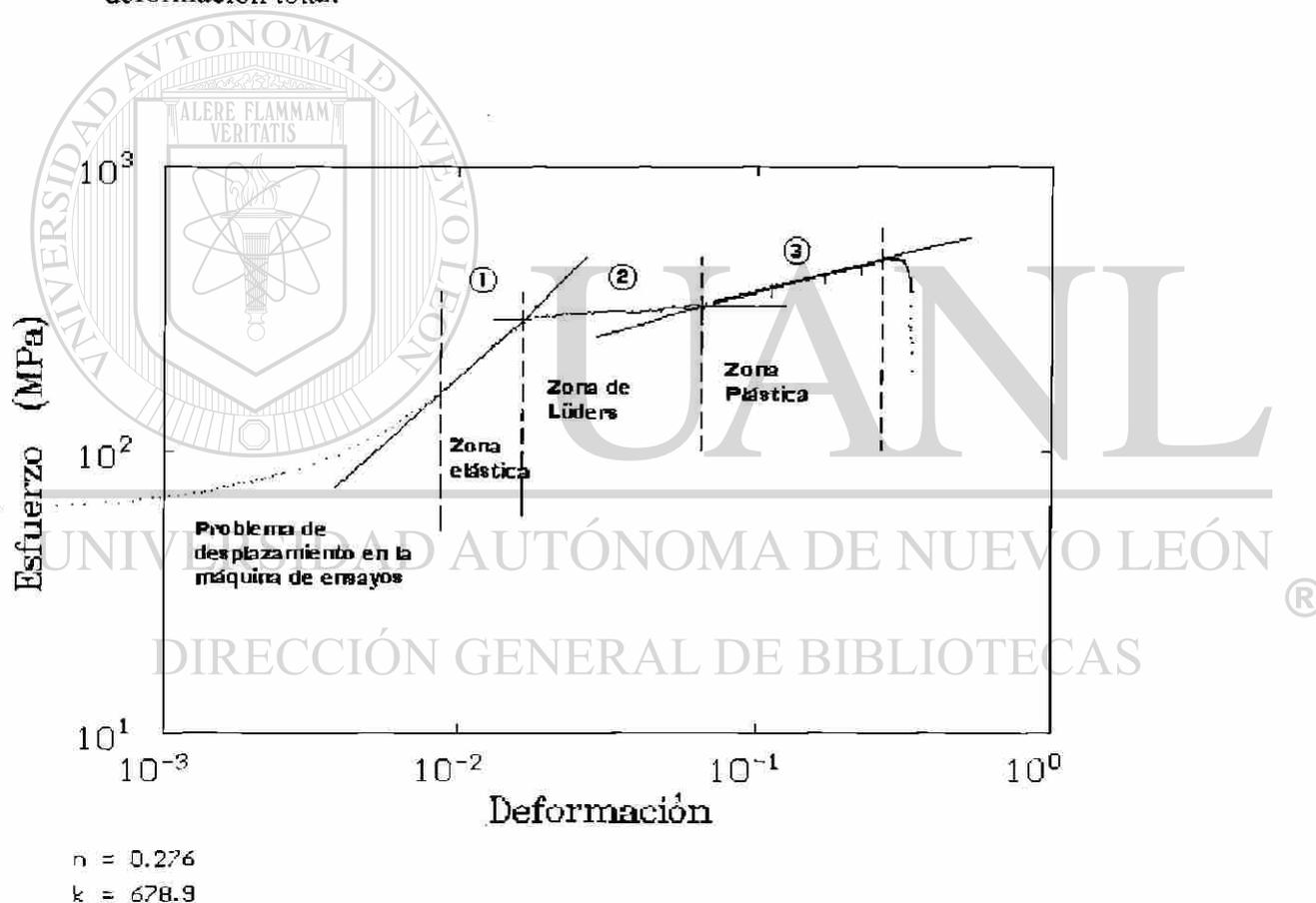


Figura 5.4 Gráfica logarítmica esfuerzo deformación del material A_1 cortado longitudinalmente

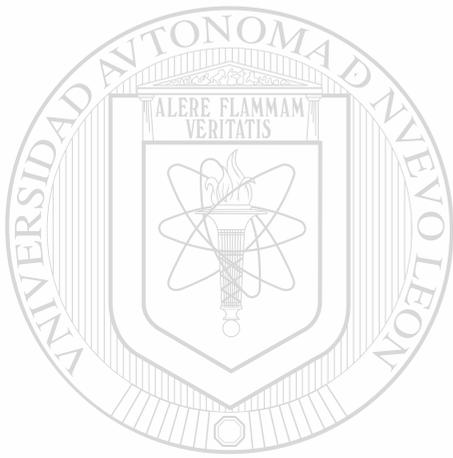
Se obtuvieron las gráficas de las deformaciones observadas en el espesor (ϵ_t) y en el ancho (ϵ_w) de las probetas en función del desplazamiento del cabezal. Así mismo, para analizar el comportamiento anisotrópico del material, se obtuvieron gráficas de ϵ_a contra ϵ_e relacionando la deformación del ancho contra la deformación del espesor. R fue calculado utilizando la ecuación (3.2) en cada punto de interrupción del ensayo. Estos valores se graficaron en función de la deformación del espesor (ϵ_t) para determinar por medio de extrapolación el valor R característico de la lámina, es decir R_0 . Estos datos, a su vez, se usaron para obtener una gráfica comparativa para analizar la anisotropía del material. También se calculó el valor R a partir de la ecuación (3.3), y la anisotropía plana (ΔR) de la ecuación (3.4).

5.5 Preparación metalográfica

Se tomaron muestras de las cuatro láminas de acero sin deformar y se montaron e identificaron debidamente. Posteriormente se realizó la preparación metalográfica, la cual consiste primero en el desbaste grueso, seguido por un pulido fino para obtener superficies listas para que con un ataque químico se revele la estructura. Este ataque se hizo por inmersión de las probetas durante 10 segundos en una solución de Nital al 2%.

Una vez que la estructura era visible en el microscopio óptico, se realizaron mediciones de tamaño de grano con ayuda de un analizador de imágenes.

CAPÍTULO 6



RESULTADOS Y

DISCUSIÓN

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

En el presente capítulo se presentan los resultados obtenidos en este estudio. ®

Primero se muestran los resultados de las propiedades mecánicas obtenidas mediante los ensayos de tensión y se hace un análisis comparativo entre las muestras ensayadas en las diferentes condiciones. A continuación se reportan los datos arrojados por el análisis de los valores de R , R y ΔR para cada muestra. Para concluir se incluye el análisis de la microestructura de los aceros donde se reporta el tamaño de grano y se calcula el esfuerzo de cedencia, de acuerdo con la ecuación propuesta por Pickering [1-2] que lo relaciona con la composición química y con el tamaño de grano.

6.1 Resultados de los ensayos mecánicos

Los ensayos mecánicos realizados permitieron obtener las curvas de fluencia de los materiales estudiados. La figura 6.1 muestra tres curvas esfuerzo deformación para el caso del material A1, ensayada en la dirección de laminación. Las curvas correspondientes a los demás ensayos se muestran en el apéndice A. De esta figura se puede observar que las gráficas de los tres ensayos presentan características muy similares, puesto que las condiciones de los ensayos fueron las mismas.

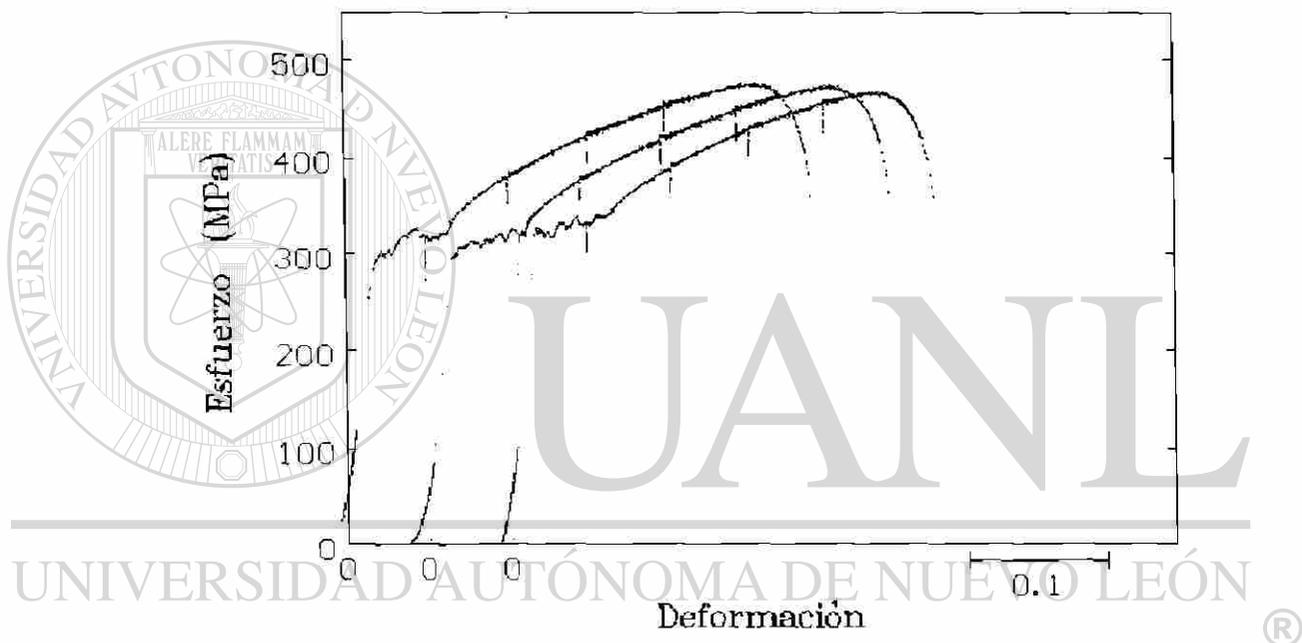


Fig. 6.1. Curvas esfuerzo deformación de los tres ensayos realizados para la muestra A1 siguiendo la dirección longitudinal.

Si se considera que el acero en el régimen plástico, se deforma de acuerdo con la ecuación propuesta por Lüdwik (4.3), entonces:

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (6.1)$$

$$\log\sigma = n\log\varepsilon + \log k \quad (6.2)$$

Por lo tanto, los valores de n y k pueden obtenerse a partir de la línea utilizando la forma logarítmica que se asemeja a una recta (ecuación 6.2) obtenida al graficar $\log\sigma$ -

log ϵ para una curva de fluencia. La pendiente de la recta corresponde al coeficiente n y la ordenada al origen al logaritmo de la constante k . Las gráficas log σ -log ϵ obtenidas a partir de las curvas de flujo experimentales (Fig. A.1- A.24) exhibieron tres zonas con diferentes valores de la pendiente, como se muestra en la Fig. 5.3. La zona de deformación elástica, la cual está indicada con el número 1, la zona de deformación plástica inhomogénea (Lüders) indicado con el número 2, y la zona de deformación plástica homogénea delimitada con el número 3. Los parámetros n y k se calcularon a partir de la pendiente y la ordenada al origen de la zona de deformación plástica homogénea. Los valores de n y k , así como los promedios de los valores σ_0 y σ_{max} de cada uno de los ensayos realizados se reportan en la Tabla B.1 del Apéndice B para cada uno de los materiales investigados en las tres direcciones de ensayo. Notar que $\sigma_a \cong \sigma_0$ y $\sigma_c \cong \sigma_{max}$.

En la figura 6.2 se muestra la variación de σ_{max} con respecto a la deformación uniforme a la dirección del ensayo para los cuatro materiales investigados. Obsérvese que los puntos correspondientes a la dirección de 90° de la muestra A3 se distribuyen en una región muy diferente a las otras dos direcciones. También es notorio que la muestra B presenta los valores más altos de σ_{max} a menores valores de deformación uniforme.

6.2 Gráficas comparativas

Para poder establecer claramente las diferencias entre los comportamientos de flujo en función de la dirección del ensayo en los diferentes materiales, se construyeron las siguientes gráficas comparativas.

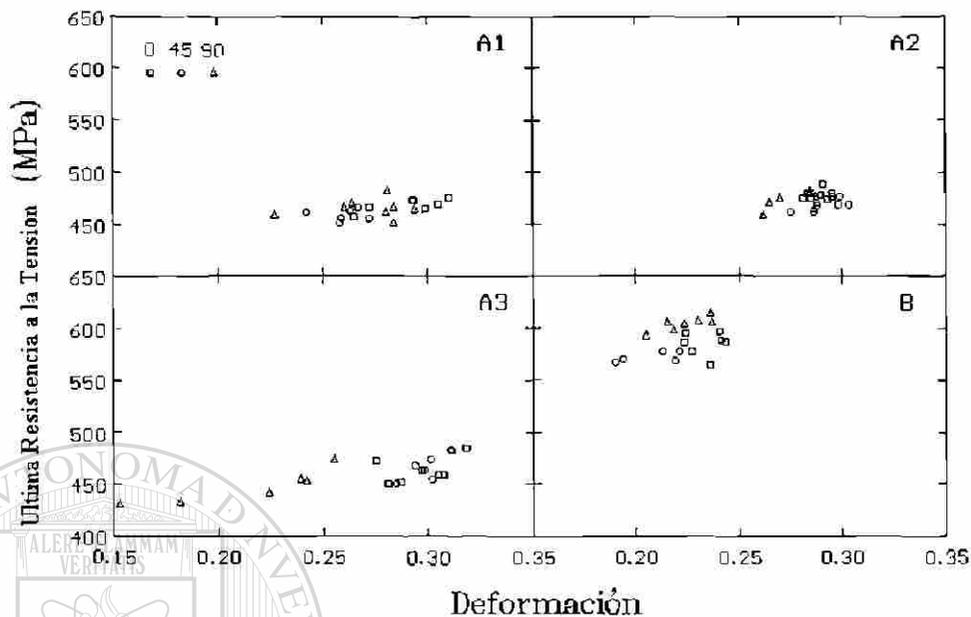


Figura 6.2 Gráfica esfuerzo deformación donde se observan los puntos σ_m .

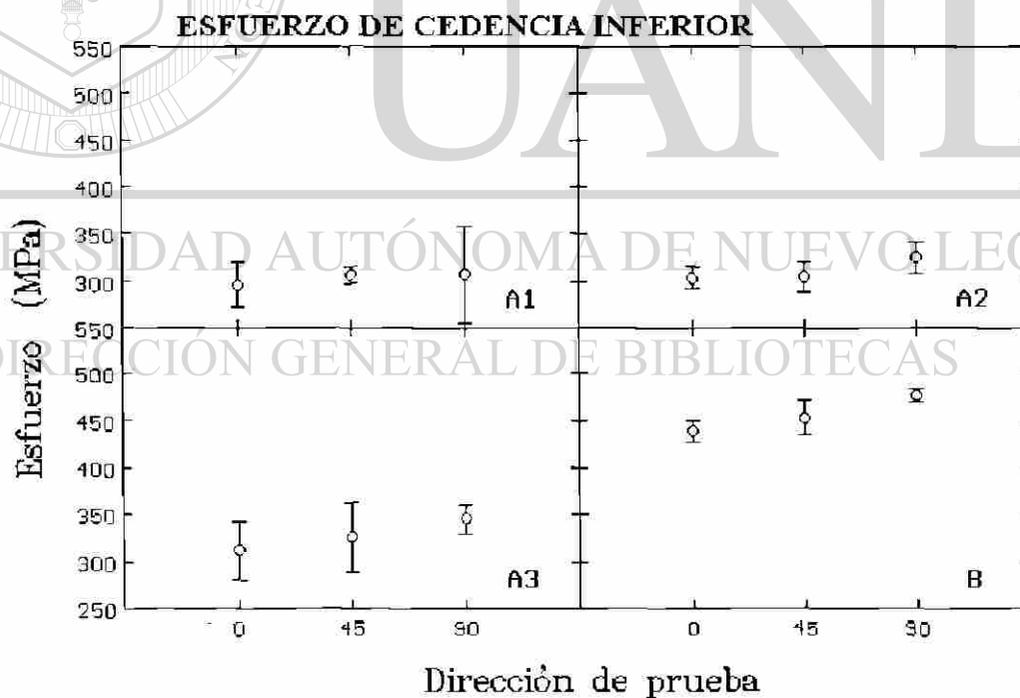
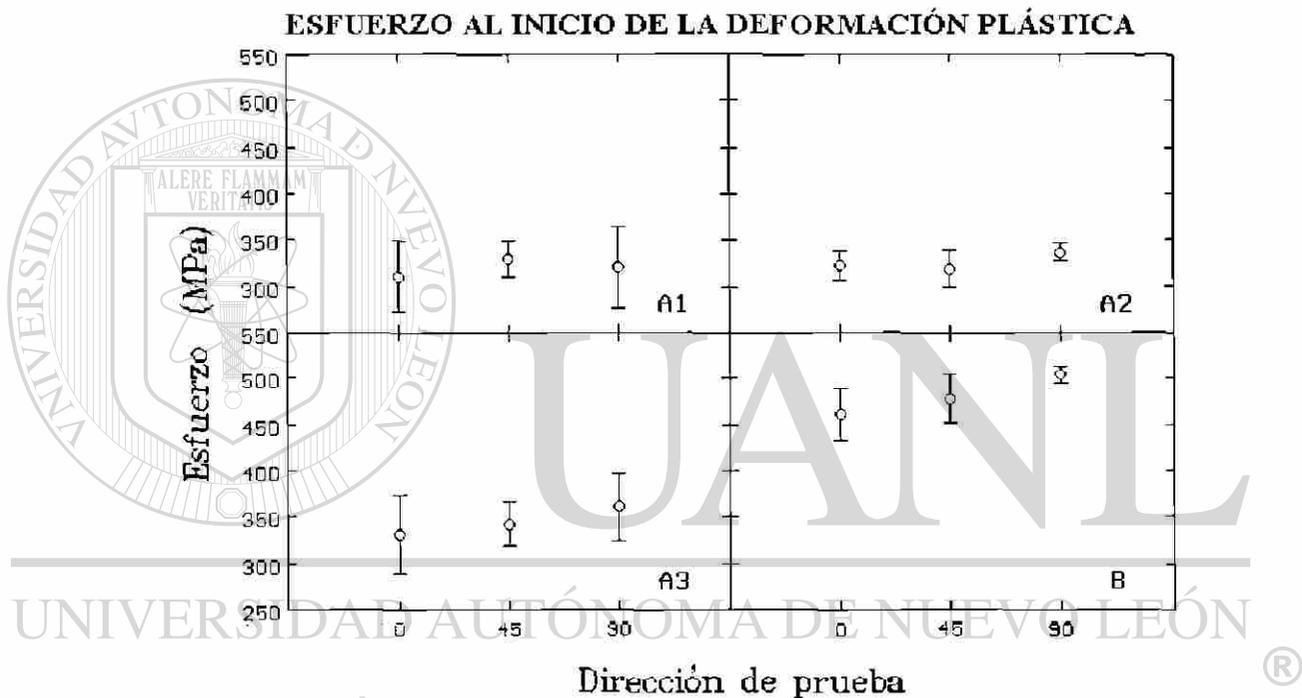


Figura 6.3 Gráfica comparativa del esfuerzo al límite de cedencia inferior, (σ_0) de las diferentes muestras ensayadas.

En la figura 6.3 se presenta los promedios y la dispersión con un 95% de certidumbre de los datos obtenidos para el esfuerzo de cedencia inferior (σ_L). En las muestras A1 y A2 se observa que σ_L no depende de la dirección de ensayo. En contraste, las muestras A3 y B se observa que la dirección a 45° exhiben un ligero incremento en σ_L cuando la dirección del ensayo de tensión es rotada de la dirección de laminación hacia la dirección transversal de la lámina.



Dirección de prueba

Figura 6.4 Gráfica comparativa del valor del esfuerzo al inicio de la deformación homogénea (σ_1) de las diferentes muestras ensayadas.

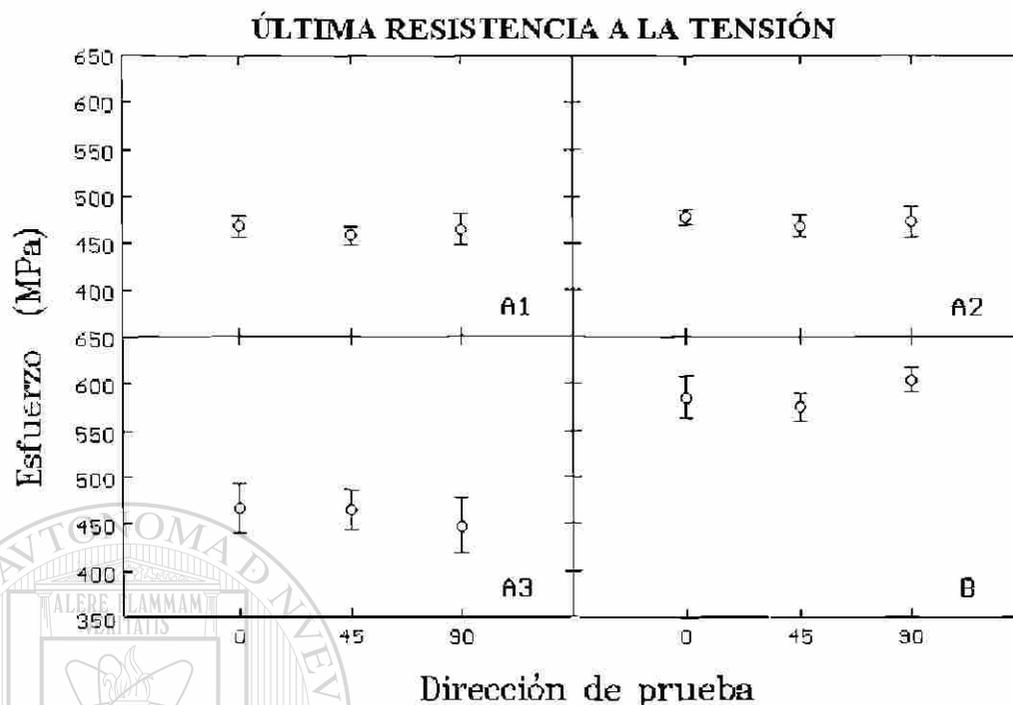


Figura 6.5 Gráfica comparativa de la última resistencia a la tensión (σ_m) de las diferentes muestras ensayadas

El esfuerzo al inicio de la deformación plástica homogénea mostró un comportamiento similar al observado en el esfuerzo de cedencia inferior, en función de la dirección de ensayo, figura 6.4.

El efecto de la dirección de ensayo sobre la última resistencia a la tensión se muestra en la figura 6.5. Como se puede apreciar, la dirección de ensayo no tiene un efecto significativo sobre σ_{max} , aunque, en el caso de la muestra B, σ_{max} es ligeramente mayor en la dirección transversal.

Estos resultados (Fig. 6.3-6.5) muestran que la dirección en la que se realiza el ensayo de tensión tiene un efecto significativo sobre el esfuerzo de cedencia inferior y sobre el esfuerzo al inicio de la deformación plástica homogénea en los aceros A3 y B. Para explicar este comportamiento es necesario considerar las condiciones del proceso, así como las características de la estructura obtenida.

DEFORMACION A LA CARGA MAXIMA

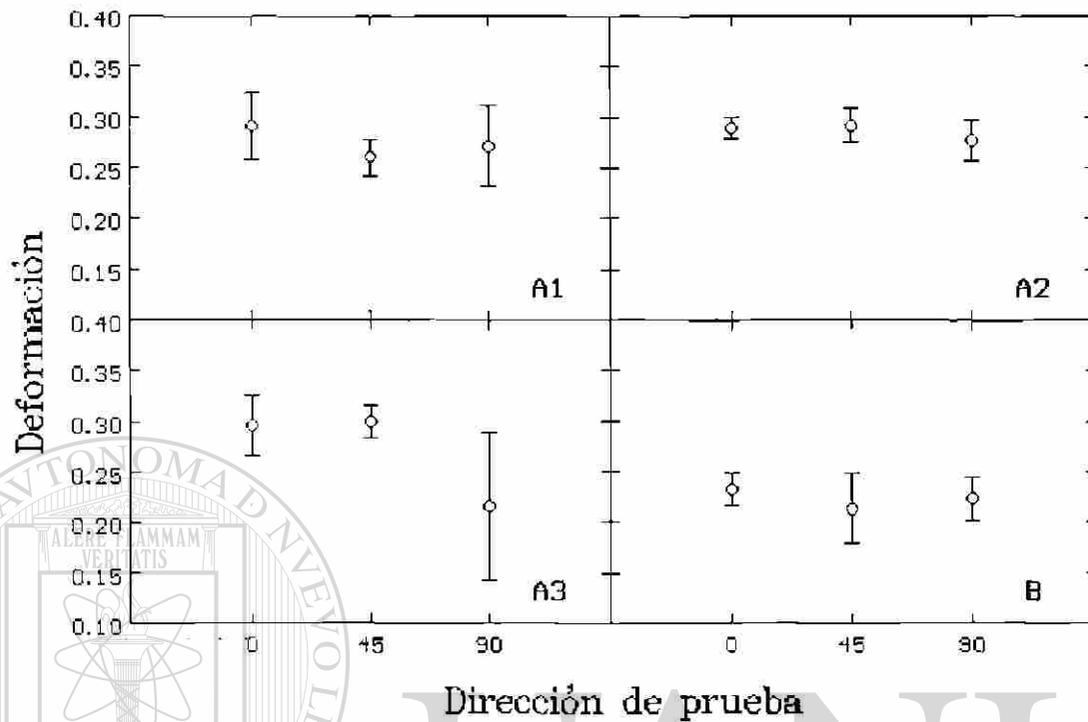


Figura 6.6 Gráfica comparativa de la deformación a la carga máxima (ϵ_m) de las diferentes muestras ensayadas.

El efecto de la dirección del ensayo de tensión sobre la magnitud de la deformación a la carga máxima (ϵ_{max}) que presentaron las muestras, figura 6.6, es casi constante en todos los casos, aunque es notable que para el caso de la muestra A3, la más delgada, la deformación es mucho menor en la dirección transversal. En el caso de la muestra B, la variación es menor, incluso en el valor para las direcciones a 45° y 90° son constantes.

DEFORMACION HOMOGENEA

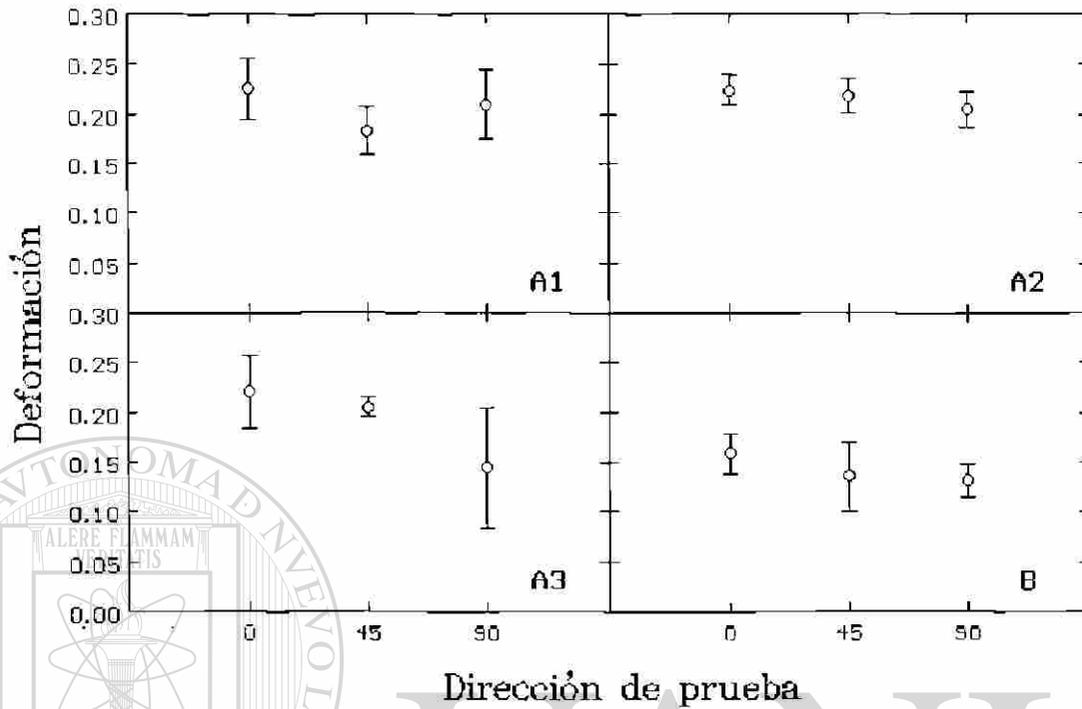


Figura 6.7 Gráfica comparativa de la zona de deformación homogénea ($\epsilon_m - \epsilon_l$) de las diferentes muestras ensayadas.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Un efecto similar se observa en la magnitud de la deformación homogénea. ®

Como era de esperarse, en las muestras A3 y B la deformación homogénea obtenida en la dirección a 90° es menor que en las otras dos direcciones (Fig. 6.7).

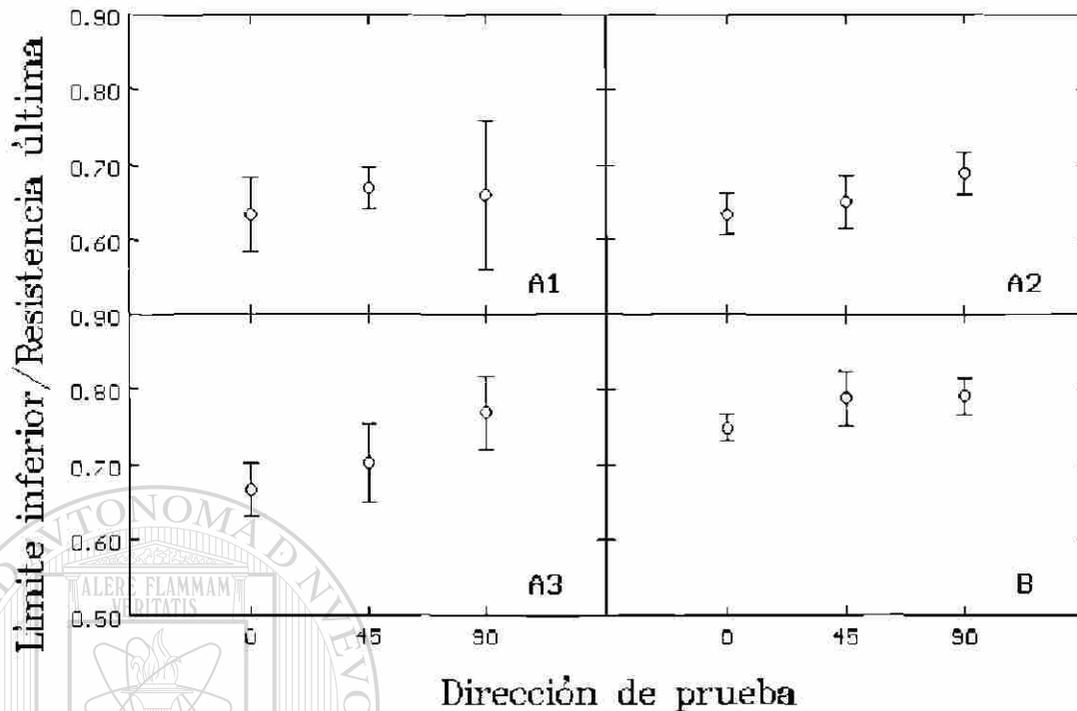


Figura 6.8 Gráfica comparativa del esfuerzo del límite elástico inferior entre la resistencia última (σ_1/σ_{max}).

En la figura 6.8 se muestra el efecto de la dirección de ensayo sobre la relación σ_1/σ_{max} , factor que ayuda a cuantificar la capacidad de deformación plástica homogénea de un material (mientras menor sea este cociente, mayor será la magnitud de la deformación homogénea que soporta un material). Es notorio que en la dirección de 90° se presentan los valores más altos de σ_1/σ_{max} , con excepción de las muestras A1 y B, en las cuales el cociente σ_1/σ_{max} permanece constante. Los valores más bajos se presentan en la dirección a 0°.

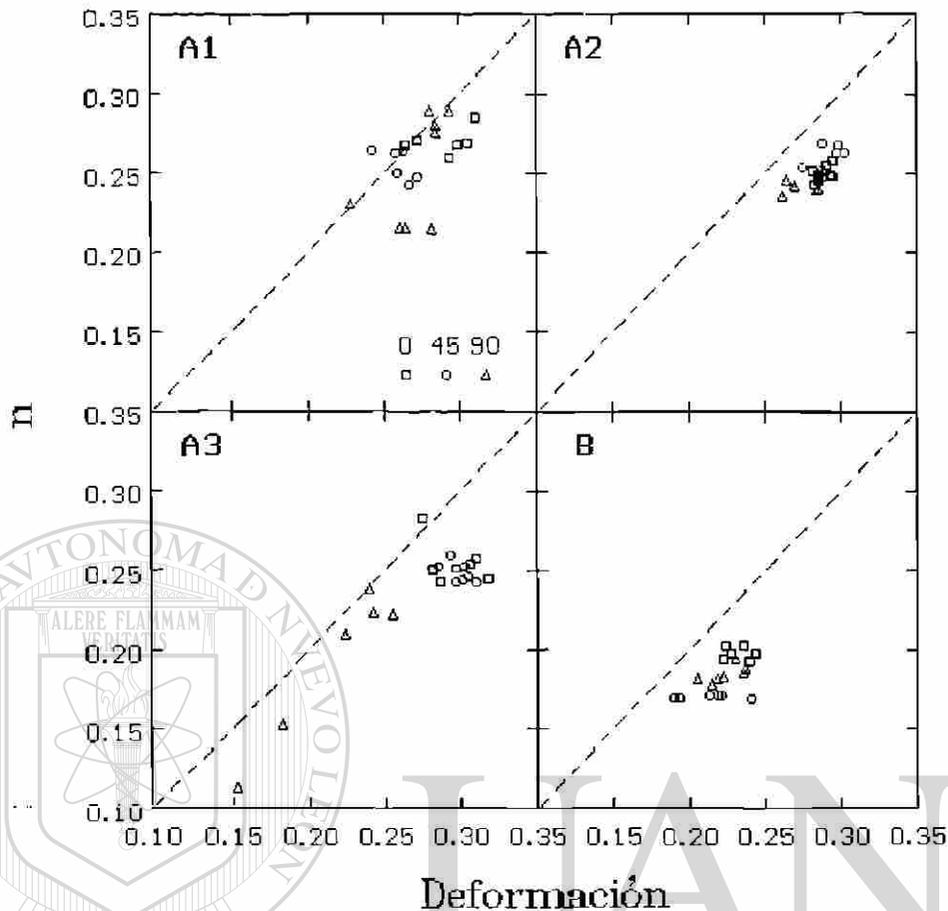


Figura 6.9 Gráfica del valor n contra la deformación máxima (ϵ_m)

En la sección 4.2 se hizo la demostración que la magnitud de la deformación verdadera uniforme es igual al coeficiente n , si el material presenta el comportamiento regido por la ecuación de Lüdwik. Por lo tanto, si se grafica n en función de la deformación verdadera uniforme, el resultado debe ser una línea recta a 45°. En la gráfica de la figura 6.9 se observa que la muestra A1 es la más se ajusta a tal comportamiento.

Las figuras 6.10 a 6.12 muestran la dispersión que presentan los valores de esfuerzo a carga máxima, o resistencia última, en función de la deformación a carga máxima para las muestras en las tres diferentes direcciones.

DIRECCION LONGITUDINAL

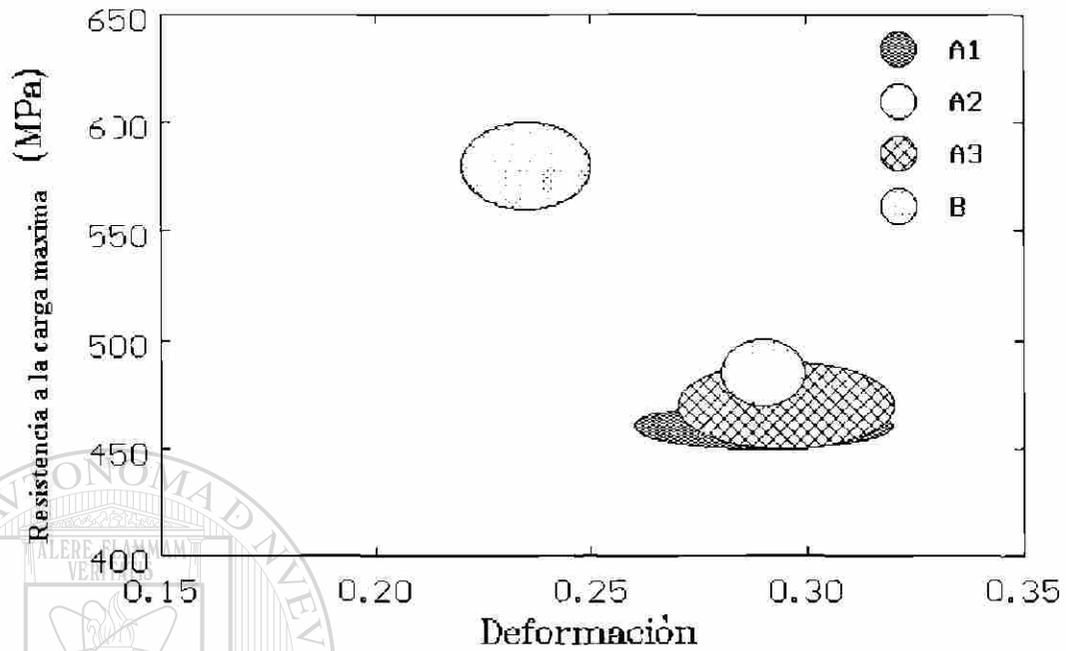


Fig. 6.10 Zonas donde caen los valores de resistencia última para todas las muestras en la dirección longitudinal.

DIRECCION 45°

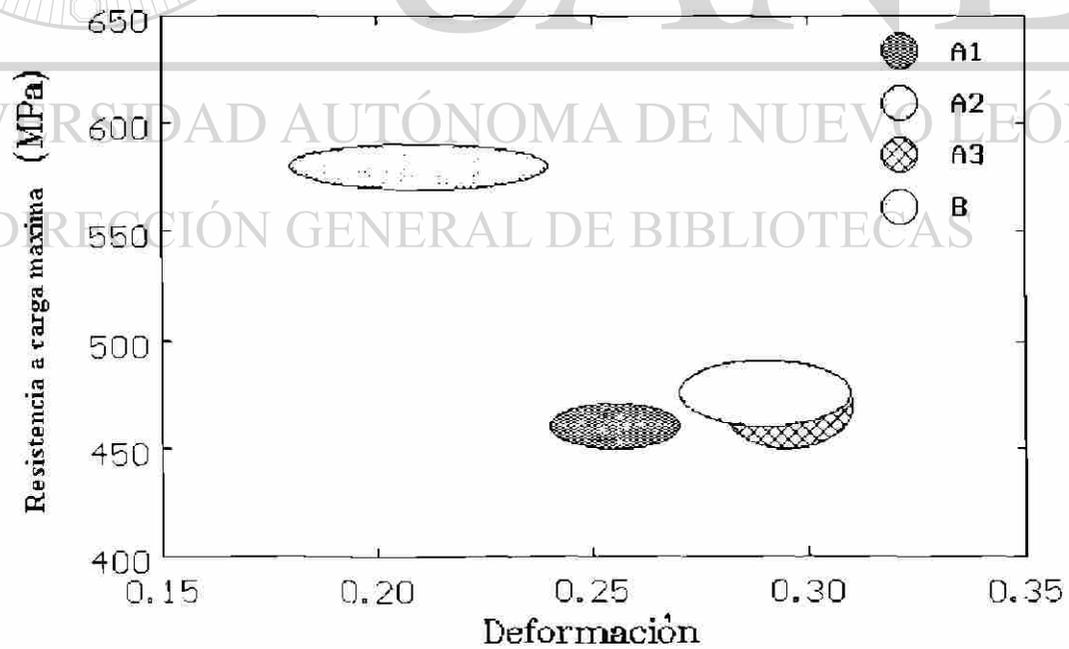


Fig. 6.11 Zonas donde caen los valores de resistencia última para todas las muestras en la dirección a 45°.

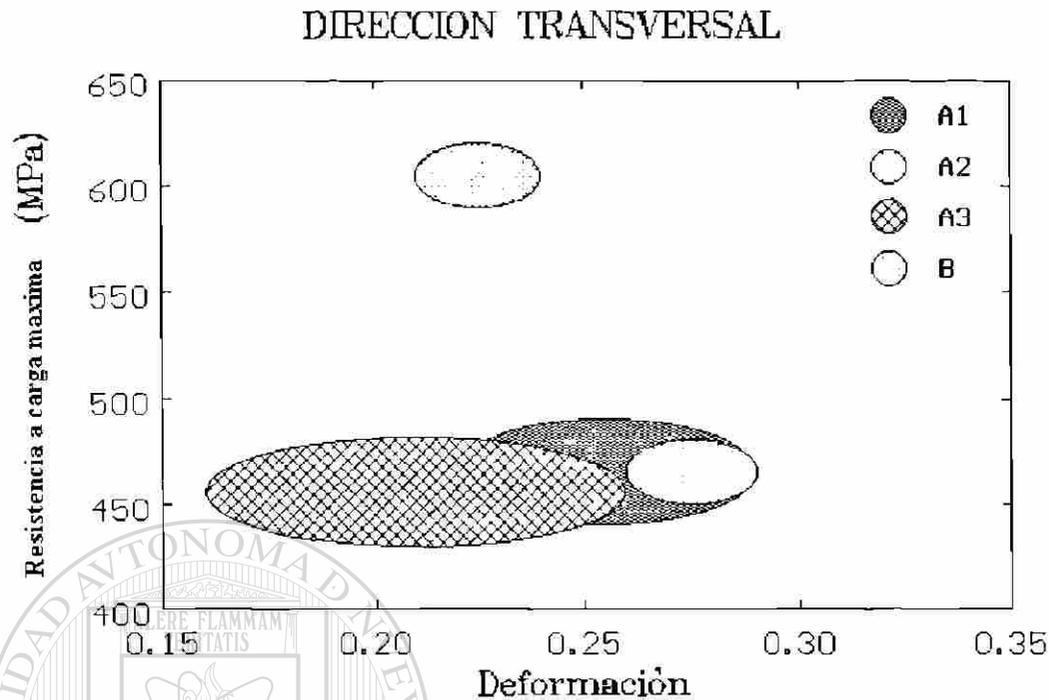


Fig. 6.12 Zonas donde caen los valores de resistencia última para todas las muestras en la dirección transversal.

Estas gráficas permiten apreciar un comportamiento similar para los tres accros del tipo A, excepto cuando se ensaya en la dirección transversal, en la que el valor de la deformación al punto de inicio de la estricción es menor.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

6.3 Resultados del análisis de R

Con las mediciones de ancho y espesor de las probetas, en cada uno de los pasos durante el ensayo de tensión se obtuvieron los valores de deformación en el ancho (ϵ_w) y en el espesor (ϵ_t), los cuales se graficaron en función al desplazamiento del cabezal de la máquina de tensión. Un ejemplo de estas gráficas se muestra en la figura 6.13 correspondiente al material A1 ensayado en la dirección de laminación. En la figura 6.14

se grafican los valores de deformación del espesor (ϵ_t) contra deformación del ancho (ϵ_w) de la muestra A2 ensayada en la dirección a 45° de la dirección de laminación. Como se puede apreciar, la deformación en el ancho es mayor que en el espesor. Este resultado indica que la resistencia en la dirección del espesor de la lámina es mayor que la resistencia en su plano y, por lo tanto, esta lámina muestra cierta anisotropía normal. Con estos valores de deformación se puede calcular el valor R

$$R = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (6.2)$$

Una gráfica de R en función de ϵ_t permite obtener, por extrapolación, el valor de R_0 , es decir, el valor R que se obtendría en una lámina libre de deformación.

Un ejemplo de este procedimiento de extrapolación para la determinación de R_0 se presenta en la figura 6.15, en la que se emplean los datos obtenidos en la muestra A3 ensayada en la dirección transversal. En esta gráfica se observa una línea punteada a la

que se ajustan los puntos para poder obtener el valor de R_0 buscado.

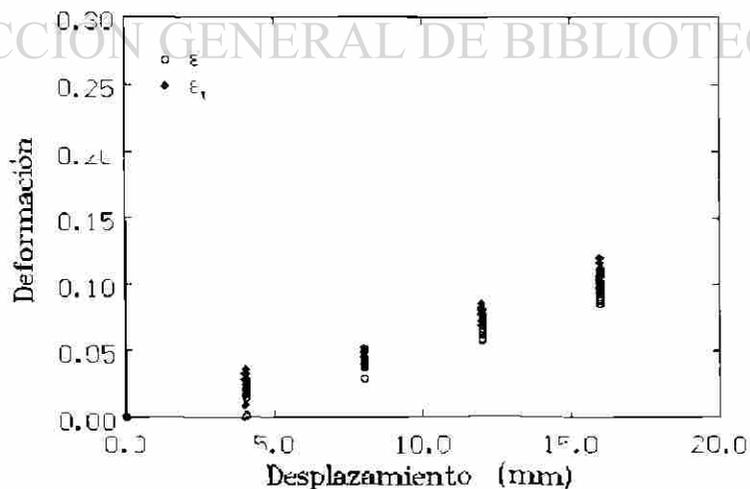


Fig. 6.13 Gráfica de las deformaciones (ϵ_d) y (ϵ_w) contra el desplazamiento.

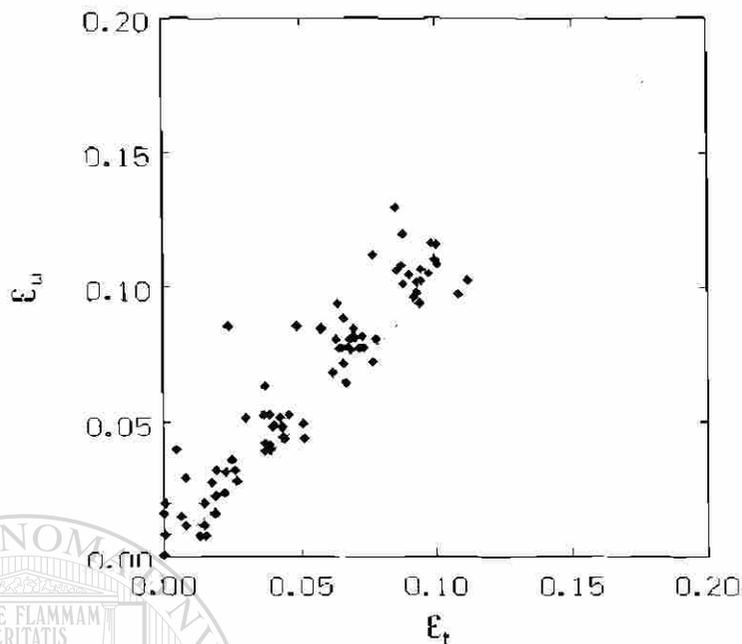


Figura 6.14 Gráfica de deformación del espesor (ϵ_t) contra deformación del ancho (ϵ_w).

Con el valor R_0 obtenido de la extrapolación se calcularon los valores de R_0 y

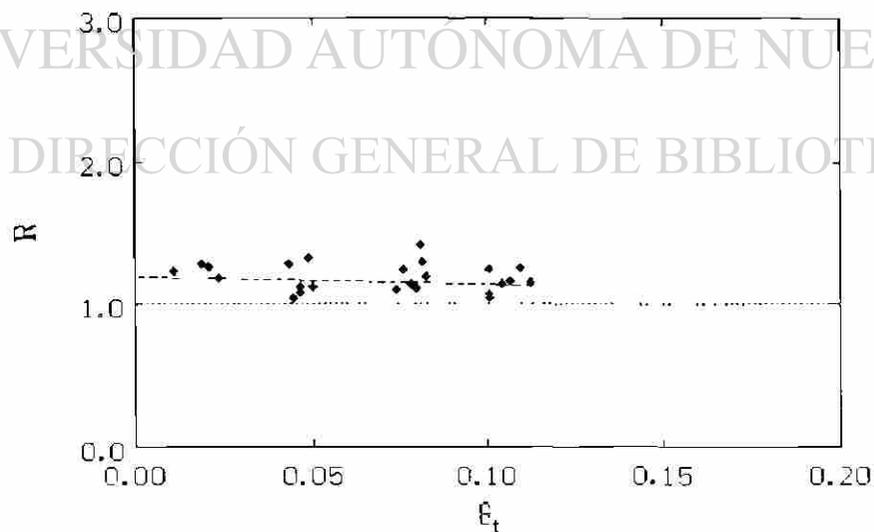
ΔR_0 definidos por las ecuaciones:

$$R_0 = \frac{R_l + R_t + 2R_{45}}{4} \quad (6.3)$$

$$\Delta R_0 = \frac{R_l + R_t - 2R_{45}}{2} \quad (6.4)$$

Lo que define la anisotropía característica de la lámina. En la Tabla 6.1 se presentan los valores encontrados de estos parámetros para todas las muestras ensayadas. Los datos de los ensayos que se realizaron en la lámina A1 ensayada en la dirección de laminación utilizados para calcular estos valores se encuentran en la Tabla B.2 del apéndice B.

El significado físico de estos parámetros es tal que si el valor R es igual a uno el material se deforma en igual magnitud a través del ancho que a través de su espesor y un ΔR igual a cero indica que el material presenta propiedades iguales en todas direcciones [3]. Se observa que los valores de R y ΔR obtenidos son prácticamente 1 y 0 respectivamente, valores que describen a un material isotrópico. Como se vio en el capítulo 3, se puede desarrollar cierto tipo de textura típica de los metales ccc cuando la austenita recristaliza antes que transforme a ferrita, textura que no se alcanza a apreciar ya que esta técnica no sería la apropiada para medirla. Además, de que se ha visto [4] que en metales que fueron laminados en caliente y después laminados en frío y recocidos, llevar a cabo la laminación en caliente cerca de A_3 deteriora el valor R lo cual, se alcanzó a apreciar poco en estas muestras, aunque los valores de R más bajos se obtuvieron en las muestras laminadas más cerca de esta temperatura. En cuanto al valor ΔR se observa que fue mayor para la muestra B, la cual efectivamente presentó anisotropía, aunque se puede considerar que los valores están cercanos a cero. Sin embargo, las propiedades mecánicas obtenidas en las diferentes direcciones muestran anisotropía sobre todo en el esfuerzo de cedencia.



$R_0 = 1.19$

Figura 6.15 Ejemplo de una gráfica de los valores de R para la muestra A3 ensayada en la dirección transversal, donde se extrapola el valor de R_0 .

Muestra	R_0	R	ΔR
A1 0°	1.19	1.205	-0.15
A1 45°	1.39		
A1 90°	0.96		
A2 0°	1.68	1.1675	0.475
A2 45°	0.93		
A2 90°	1.13		
A3 0°	1.08	0.9225	0.425
A3 45°	0.71		
A3 90°	1.19		
B 0°	1.55	0.9175	0.575
B 45°	0.71		
B 90°	1.03		

Tabla 6.1 valores obtenidos para R_0 , R y ΔR .

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

6.4 Microestructura

Los resultados de las mediciones del tamaño de grano observado en los accros se presentan en la Tabla 6.2, donde se incluyen los valores obtenidos de esfuerzo de cedencia calculados utilizando las expresiones (6.6) y última resistencia a la tensión (6.7) utilizando 0.006%N, respectivamente.

$$\sigma_{0.2} (MN / m^2) = 15.4[3.5 + 2.1\%Mn + 5.4\%Si + 23 \%N_f + 1.13d^{-1}] \quad (6.6)$$

$$\sigma (MN / m^2) = 15.4[19.1 + 1.8\%Mn + 5.4\%Si + 0.25\%perlita + 0.5d^{-1}] \quad (6.7)$$

donde d está dado en mm.

VARIACION DE LA ANISOTROPIA

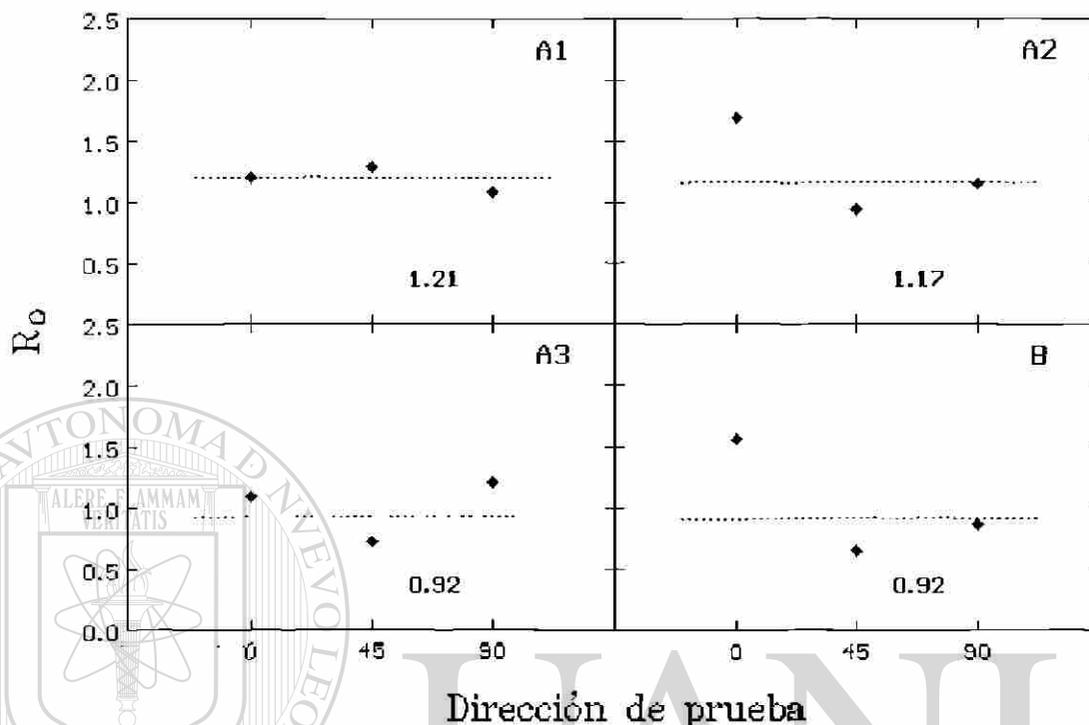


Figura 6.16 Gráfica comparativa de los valores R_θ obtenidos de la extrapolación

No. De muestra	Tamaño de grano [μm]	% Perlita	σ_0 (esp) MN/m^2	σ_0 obtenido MN/m^2	σ (esp) MN/m^2	σ obtenido MN/m^2
A1	6.72	0.011	297.06	256.31	394.88	463.91
A2	7.68	0.014	285.38	308.38	388.85	473.18
A3	6.04	0.053	312.79	321.92	399.63	459.76
B	2.97	0.029	426.20	456.58	458.49	588.31

Tabla 6.2 Tamaño de grano y esfuerzo de cedencia esperado de la ec. (6.6) y el obtenido de los ensayos.

Es notorio que los valores de esfuerzo de cedencia (σ_0) experimentales son mayores que los calculados a partir de la composición. Sin embargo, hay que tomar en cuenta que esta ecuación se desarrolló en condiciones de transformación lenta (recocido y normalizado) y que en este caso se tienen aceros que fueron laminados en caliente con

diferentes velocidades de enfriamiento y diferentes variables del proceso, como la temperatura final y composición del acero, aunque estructuralmente no sean diferentes, existe cierto grado de dislocaciones remanentes de la deformación, las cuales no se alcanzan a apreciar en una micrografía.

Dentro de los aceros tipo A, el que presentó mayor diferencia entre el valor σ_0 esperado y el obtenido fue el A1 (siendo el único caso en que el obtenido fue menor al esperado) es decir el que fue laminado a un mayor espesor, por lo que se puede pensar que la velocidad de enfriamiento fue menor con respecto a los otros, además que la temperatura final fue la más alta. La diferencia mayor entre el σ obtenido y el σ esperado se presentó en el acero tipo B, el cual tiene un mayor contenido de C, Mn y Nb. El Mn tiene el efecto de que además de que proporciona mayor resistencia al acero, también reduce el intervalo de transformación austenítica por lo que es fácil pensar que en el último paso de laminación la transformación ya había concluido y hubo cierta cantidad de endurecimiento por deformación o que los granos no recrystalizaron por completo, con lo que se obtiene una estructura duplex, es decir, con granos de tamaño de grano muy pequeño y otros de tamaño más grandes, característico de estructuras parcialmente recrystalizadas. En general para la última resistencia a la tensión se observó que los valores obtenidos son mayores que los esperados, la diferencia entre estos valores para los aceros tipo A es casi la misma para los tres (71 MN/m² aproximadamente) y la mayor diferencia se presentó en el acero B (139,86 MN/m² aproximadamente), es decir, que adquirió mayor resistencia de lo esperado en condiciones de transformación isotérmica.

En las micrografías de los aceros empleados en este estudio se observa que los aceros del tipo A tienen una estructura muy similar que consiste en una matriz de granos ferríticos equiaxiales, el acero A2 presenta el tamaño de grano más grande de los tres y A1 el más pequeño con cierta cantidad de carburo precipitado en los límites de grano. Sin embargo, la microestructura es muy parecida y, en los cuatro aceros aparentemente, los granos están completamente recrystalizados. El acero tipo B presenta una matriz de granos ferríticos con diferencias en tamaño de grano muy marcadas entre los finos y los

de mayor tamaño, lo cual, como ya se mencionó, es típico de granos que no recrystalizaron completamente (como se describe en la figura 2.4 de la sección 2.3.1), o que el crecimiento de estos se está dando a expensas de los granos vecinos. Como ya se mencionó, este acero tiene un contenido de C, Mn y Nb mayor que en el resto de los aceros, por lo que la zona de transformación austenítica se pudo ver afectada por el contenido de este último elemento, lo cual se refleja en la microestructura. Esta presenta una matriz ferrítica con islas muy pequeñas de perlita, las cuales se observan en la Fig. 6.23, la cual fue obtenida con microscopía electrónica de barrido para apreciar la perlita. El resto de las micrografías, figuras de la 6.21 a la 6.24, también se obtuvieron con esta técnica, esto se hizo con el fin de encontrar precipitados y segundas fases.

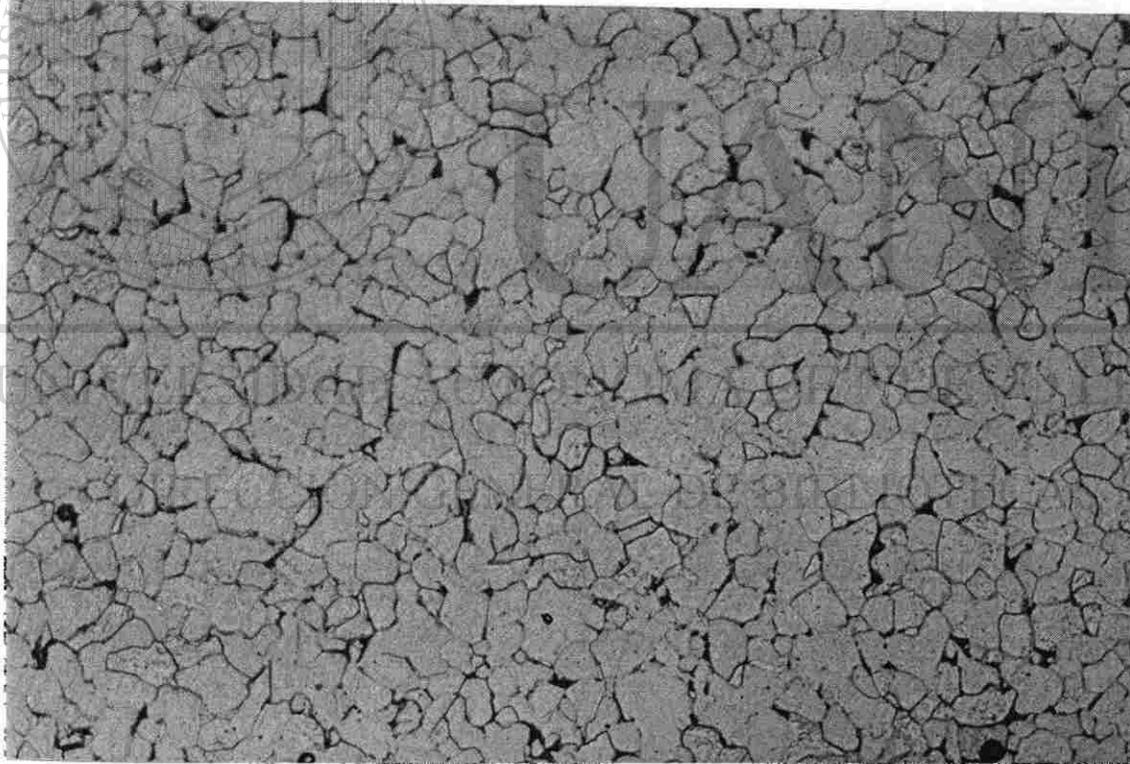
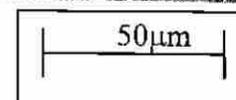


Figura 6.17 Muestra A1, acero con 0.054% de C.



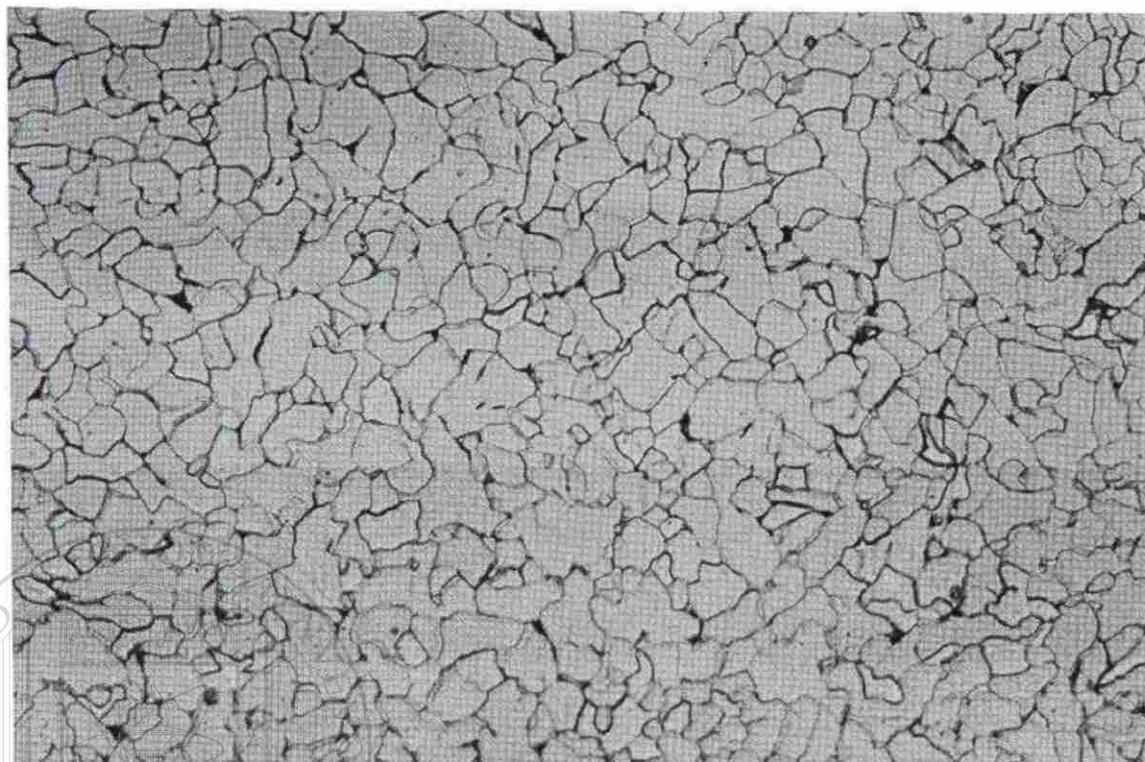


Figura 6.18 Muestra A2, acero con 0.05% de C

50µm

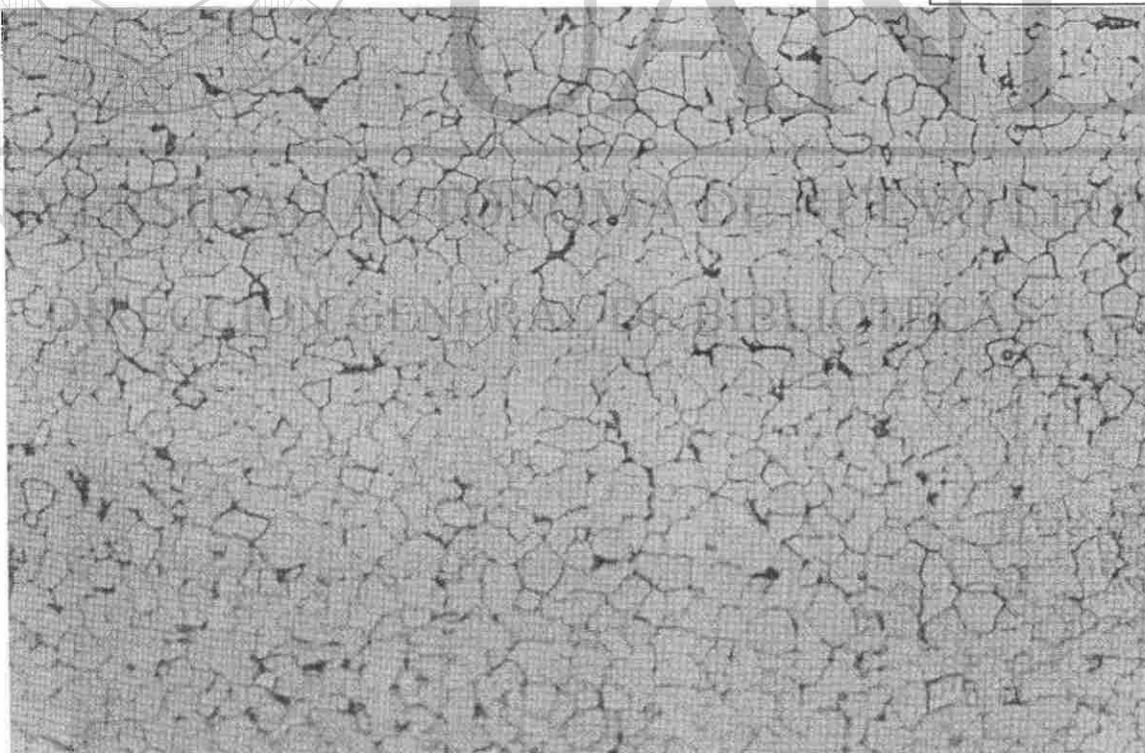


Figura 6.19 Muestra A3, acero con 0.053% de C

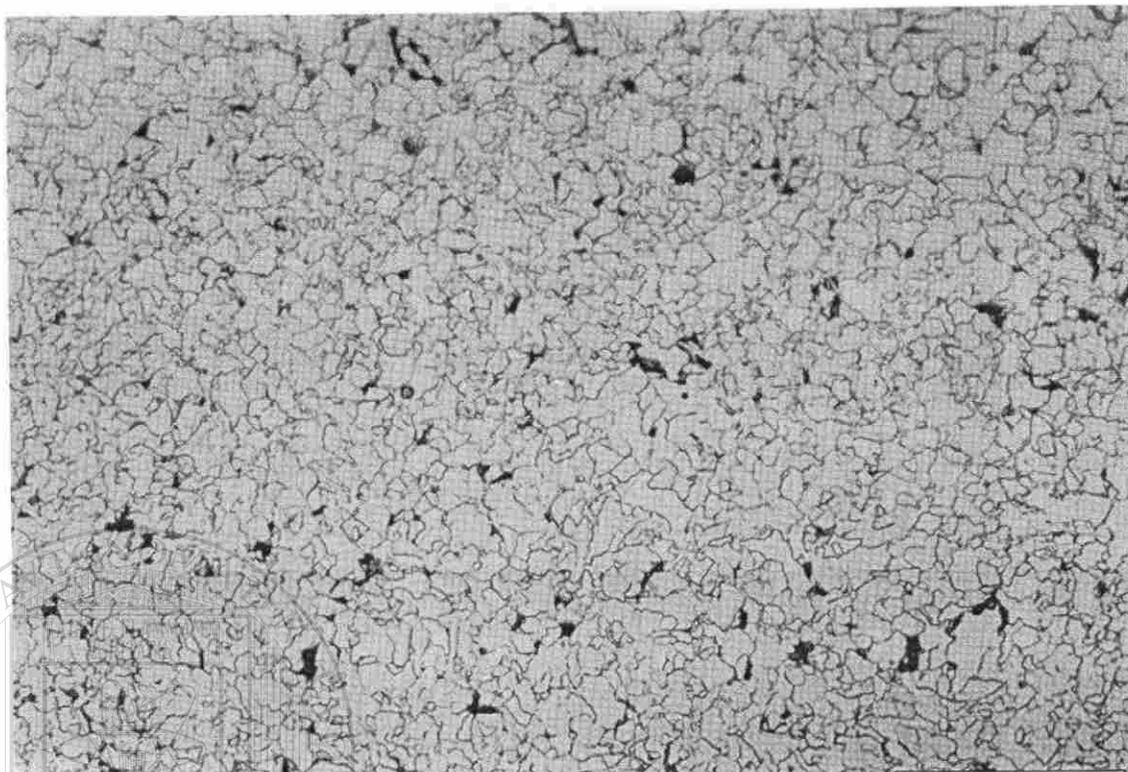


Figura 6.20 Muestra B, acero con 0.064% de C

50 μ m

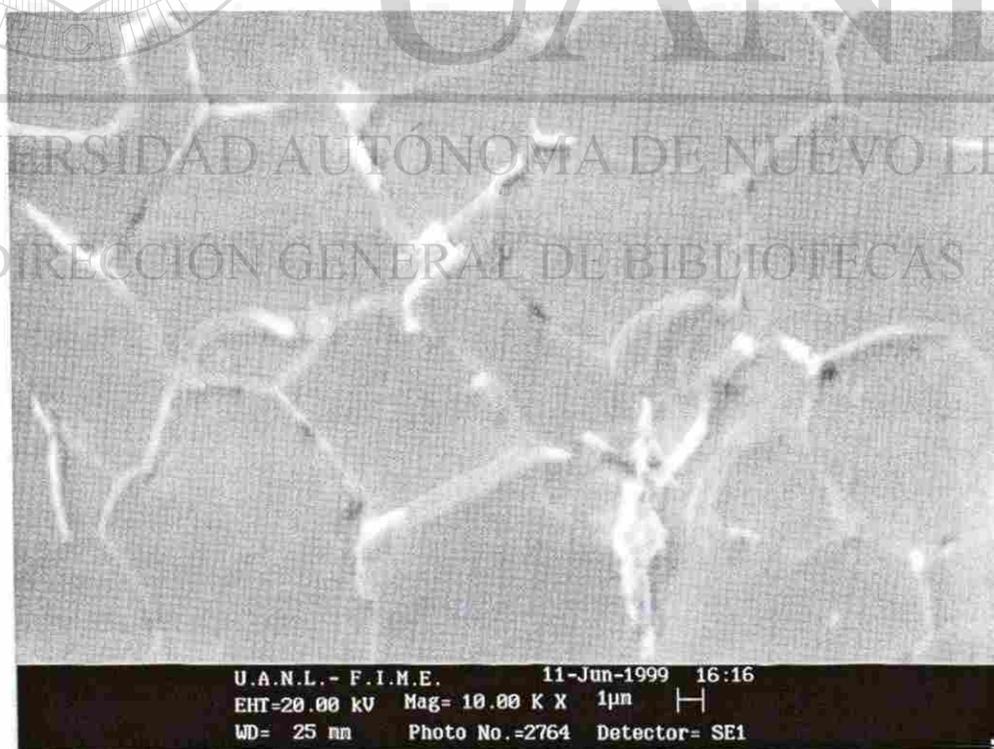


Figura 6.21 Muestra A3, acero con 0.053% de C (SEM)

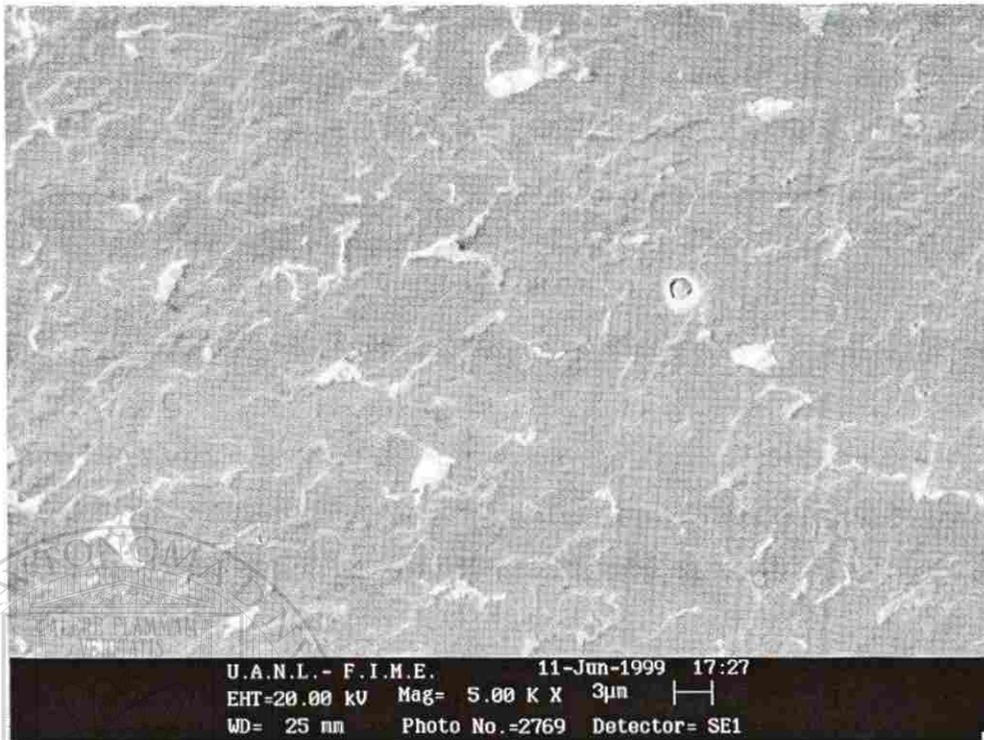


Figura 6.24 Muestra B, acero con 0.064% de C (SEM) 15 KX

6.5 Comentarios finales

Las figuras 6.3 a 6.8 indican que los únicos aceros que muestran anisotropía, aunque no en todas sus propiedades, son los A3 y B, sobre todo en lo que se refiere al inicio de la deformación plástica homogénea (límite de cedencia e inicio de deformación homogénea). Por otro lado, las micrografías, figuras 6.17 a 6.20, muestran claramente que el tamaño de grano en los aceros sigue la secuencia $A1 > A2 > A3 > B$. En las tres primeras muestras, esta refinación de grano se puede asociar a la menor temperatura de acabado, Tabla 5.3.

Es importante considerar también la diferencia en espesor de las muestras, Tabla 5.2, puesto que al pasar la lámina por las mesas de enfriamiento, la cinta más delgada perderá calor más rápido y el inicio de la transformación de austenita a ferrita se presentará a una menor temperatura [5] y la estructura resultante será más fina.

Desgraciadamente, no fue posible obtener las temperaturas de enrollado (una vez formado el rollo, el enfriamiento depende de la masa de este, no del espesor de la lámina), sin embargo, si se supone que todas las cintas se enrollan en el mismo intervalo de temperatura, la tasa de enfriamiento será mayor mientras menor sea el espesor, dado que la velocidad a la que viaja la cinta es mayor.

El caso del acero B merece tomarse en forma diferente, puesto que su espesor se encuentra entre los de las muestras A1 y A2, Tabla 5.2, pero está más aleado, Tabla 5.1. Se realizó un análisis de las temperaturas críticas de transformación de los aceros de las muestras A3 y B, Apéndice C, en las que se aprecia la posibilidad de que este último pueda ser susceptible a transformar parcialmente en bainita si el enfriamiento es lo suficientemente rápido.

Otro aspecto a considerar es el de la recristalización, que es un fenómeno que depende tanto de la temperatura como de la composición del acero (se calculan energías de activación para la recristalización de 289 y 294 KJ/mol respectivamente para los aceros A3 y B [6]), por lo que es de esperar que las muestras de los aceros A3 y B no recristalicen con la facilidad que lo harían las A1 y A2.

Muestra	Dureza RB
A1	53
A2	67.3
A3	52.1
B	84

Tabla 6.3 Dureza de las diferentes muestras

La anisotropía observada en las muestras A3 y B en el esfuerzo de cedencia principalmente, se puede deber a diferentes causas. El acero A3 fue laminado a menor espesor que los otros dos de su tipo, por lo tanto la velocidad de enfriamiento para este fue mayor que en los otros casos, además de que la temperatura final de laminación es menor (851°C) apenas unos 20°C arriba de la temperatura de

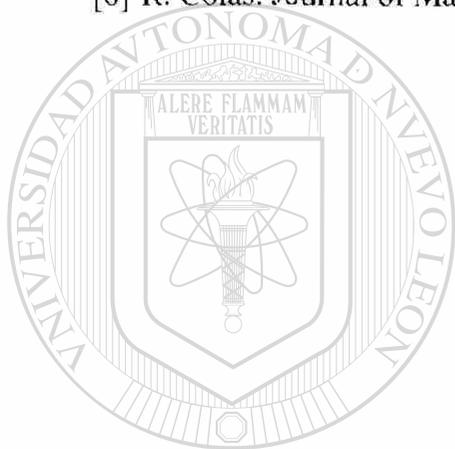
transformación que se marca en el diagrama de fases, aunque como ya se vio, la calculada (Apéndice C) es menor, esto impide que el grano crezca tanto como en los otros.

La Tabla 6.3 muestra las durezas que presentaron cada una de las muestras. En esta se observa que el acero B presentó el mayor valor seguido del acero A2, lo cual descarta que la anisotropía observada en el acero A3 pudiera deberse a una mayor densidad de dislocaciones por deformación que estén acumuladas debido a una recuperación pobre del material, ya que esto se reflejaría en la dureza, al contrario presenta el menor valor de los cuatro aceros. Por otro lado, al observar la micrografía se ve una poca cantidad de carburos, precipitados en los límites de grano, aunque de las tres muestras es la que mayor cantidad de ellos presenta, estos podrían estar influenciando sobre la anisotropía, mediante el estudio realizado con el analizador de imágenes se vio que este acero tenía mayor contenido de esta fase.

En el Capítulo 3 se vio que los MnS afectan la anisotropía y principalmente en el esfuerzo de cedencia. El acero B tiene una composición con el contenido de Mn mayor, lo que implica un contenido de inclusiones de MnS alargados en la dirección de laminación, aunque sería mínimo pues el contenido de S es de 0.006%. además de que bajo un análisis de difracción de rayos x no se alcanzaron a detectar, probablemente porque con la técnica empleada sólo se puede llegar a detectar fases que estén presentes hasta en un mínimo del 5%. Por otro lado este elemento es útil para darle propiedades de resistencia al acero, las cuales podrían obtenerse direccionadas.

Referencias

- [1] F.B. Pickering. "Towards improved toughness and ductility", Climax Molybdenum Co. Symp., Kyoto, 1979. pp 9.
- [2] F.B. Pickering, y T. Gladman: Iron and steel Inst. Spec. Rep. No. 81 (1963), pp 10.
- [3] S. Mishra y C. Därmann: Int. Met. Rev., vol. 27 (1982), pp 307.
- [4] P. Messien y J.C. Herman: International symposium on low-carbon steel for the 90's. Ed. R. Asfahani y G. Tither. The minerals metals and materials society, 1993.
- [5] J.C. Morales. C. García. R Colás y L.A. Leduc: Recent advances un heat transfer and micro-structure modelling for metal processing. ASME vol. 67, (1995) pp 45.
- [6] R. Colás: Journal of Mat. Proc. Tech. Vol. 62 (1996), pp 180.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Capítulo 7

Conclusiones y Recomendaciones

Los resultados encontrados en la presente investigación permiten concluir lo siguiente:

1. Los ensayos de tensión **uniaxial**, realizados en diferentes direcciones con respecto a la dirección de laminación, son una buena herramienta para caracterizar la anisotropía de un material, tal y como se hizo en muestras de dos tipos de aceros laminados en caliente a diferentes espesores.
2. De las cuatro láminas estudiadas solamente dos presentaron anisotropía. Viéndose afectados principalmente el límite elástico y el punto de inicio de deformación homogénea.
3. Se observó que las propiedades mecánicas cambian dependiendo de la dirección en que se midan, mostrando una tendencia a incrementarse en la dirección transversal a la dirección de laminación.
4. La composición química influyó tanto en las propiedades mecánicas como en el tamaño de grano de los aceros. El contenido de carbono proporcionó mayor resistencia, en tanto que el manganeso y niobio produjo estructuras con tamaño de grano ferrítico menor.
5. El espesor final de la lámina influye en la anisotropía, esto puede ser asociado a varios factores, dentro los que se encuentran la reducción a las temperaturas de

deformación en el molino y la velocidad de enfriamiento que implica. Así como la precipitación de segundas fases o carburos.

6. Existe desacuerdo entre el valor registrado de R y la anisotropía de las muestras, puesto que este valor resulta ser mayor en las muestras con menor anisotropía.
7. El factor ΔR fue de utilidad para describir el comportamiento de los materiales isotrópicos, además que presentó valores más alejados de cero para las muestras más anisotrópicas.
8. La morfología, el tamaño de grano y las fases presentes son un factor importante en la resistencia mecánica.
9. Se recomienda analizar la Textura del material, para determinar si es que la hay y su influencia en la anisotropía observada.
10. Se recomienda hacer un estudio con ayuda de microscopía electrónica de transmisión para determinar la densidad de dislocaciones presentes en las láminas.
11. Con el objeto de obtener resultados que se puedan comparar se recomienda hacer el mismo estudio con aceros laminados en caliente a un mismo espesor ($<1.06\text{mm}$) variando la cantidad de elementos microaleantes, como el Mn para estudiar su efecto sobre la anisotropía.
12. Para determinar el comportamiento de la anisotropía a través del ancho de la lámina, se recomienda hacer un estudio similar diferenciando las probetas dependiendo del lugar en que fueron cortadas, cerca de la orilla y cerca del centro.

APÉNDICE A

Gráficas de esfuerzo-deformación real de los ensayos realizados.

Muestra A₁

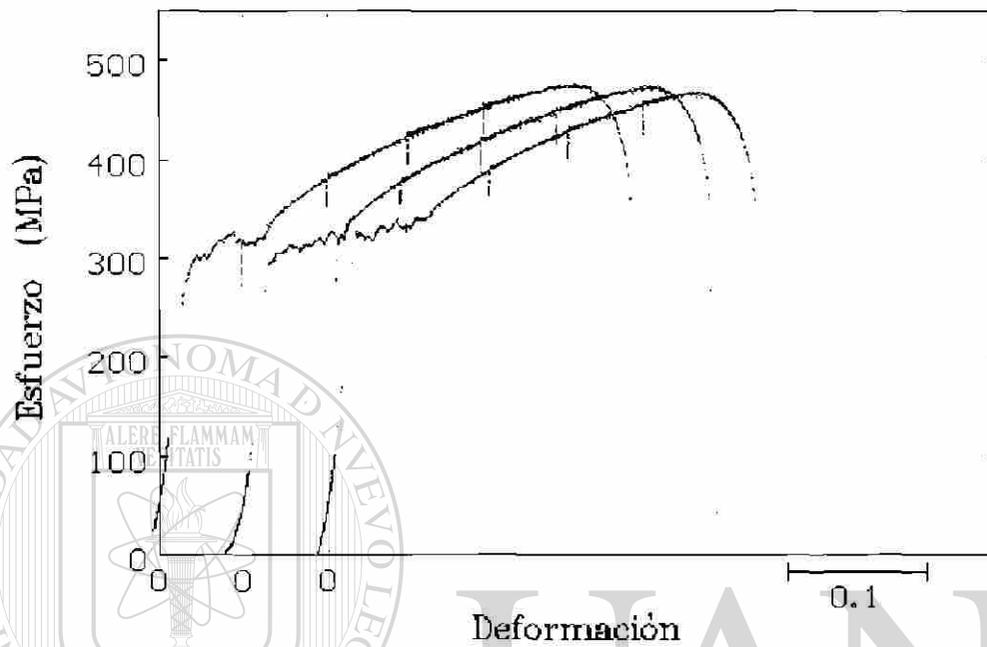


Fig. A.1 longitudinal

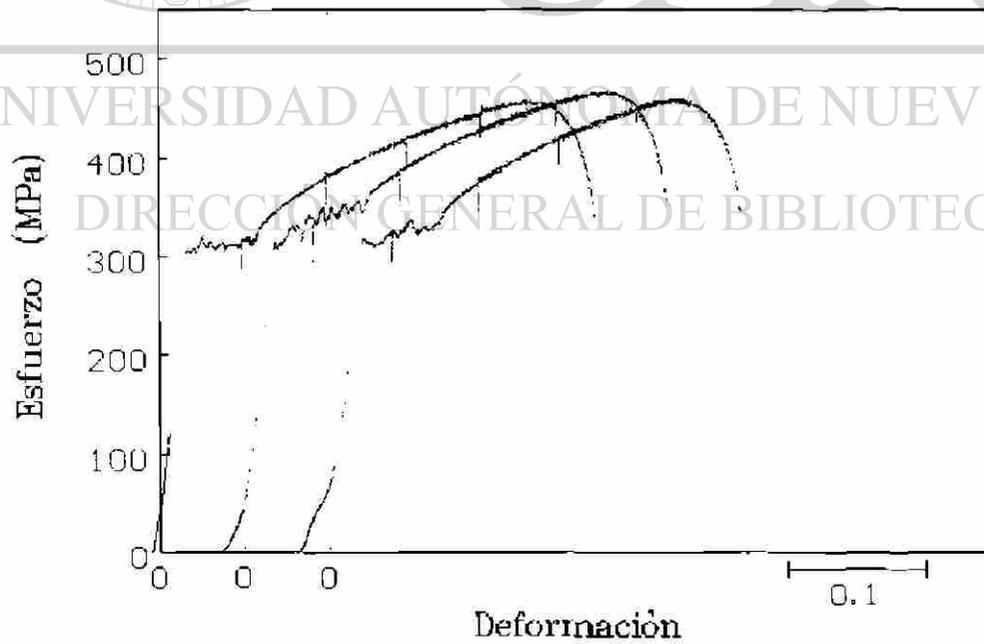


Fig. A.2 45°

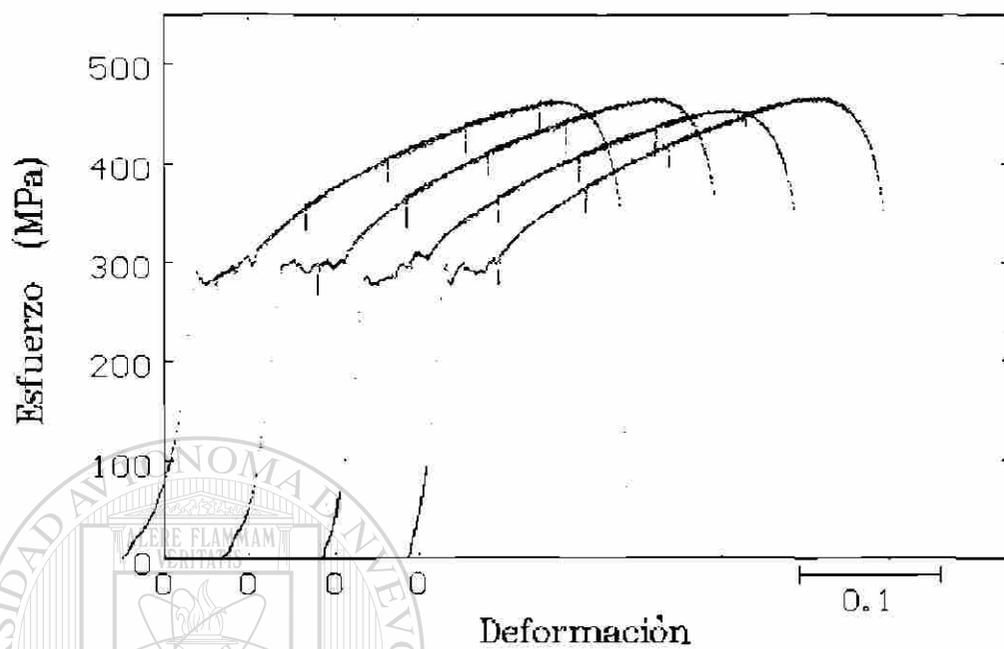


Fig. A.3 Transversal

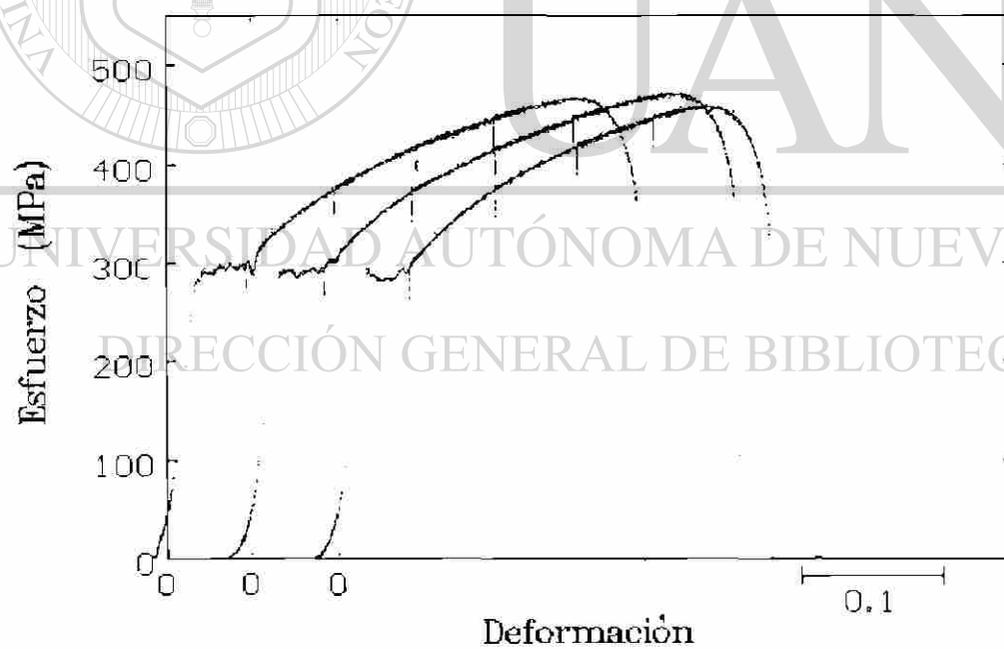


Fig. A.4 Longitudinal

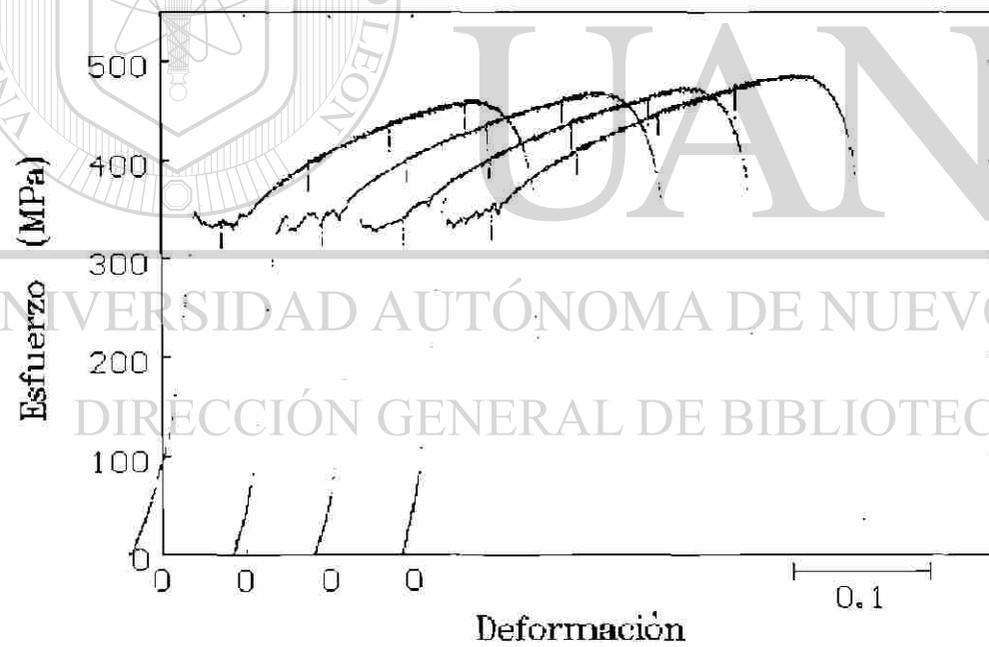
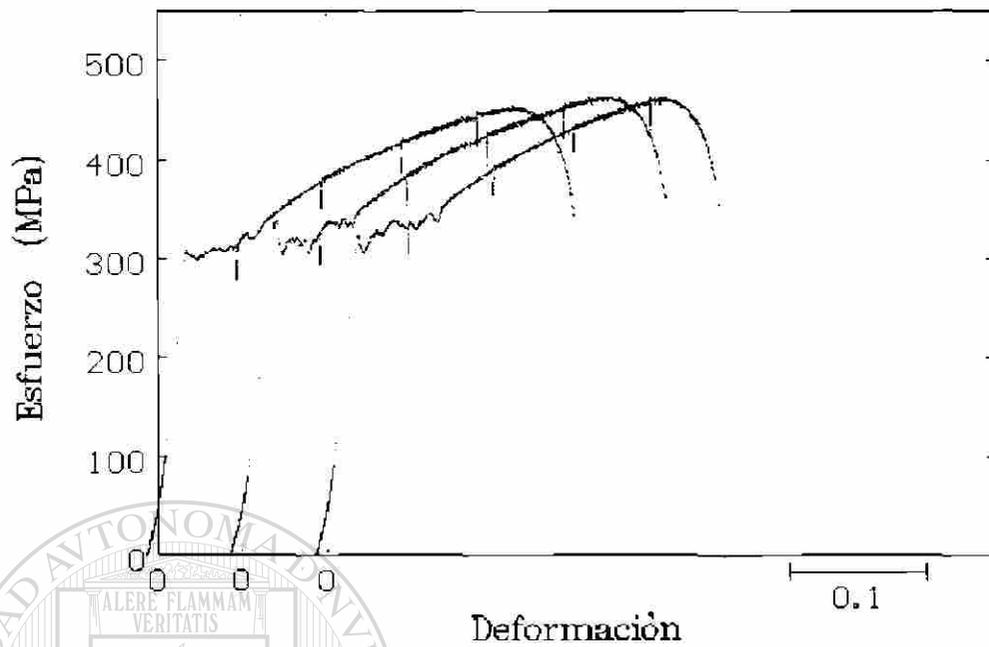
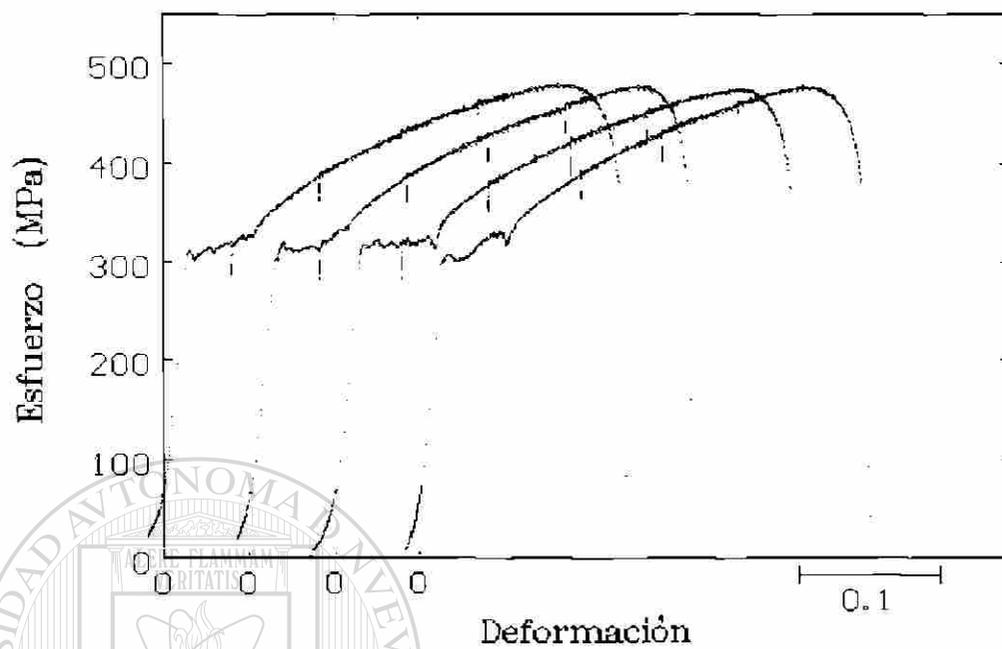
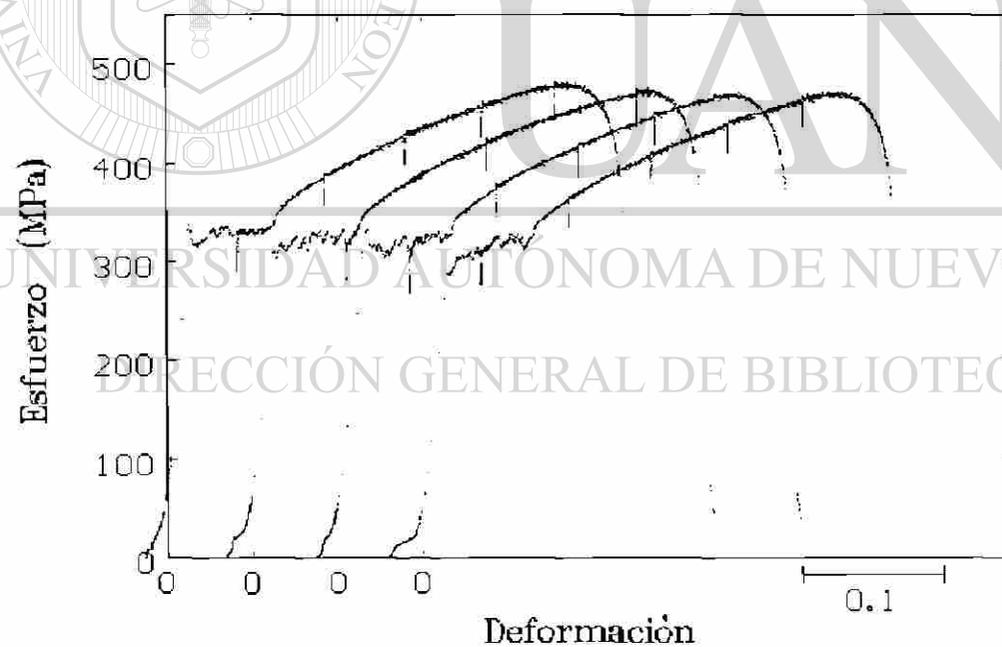


Fig. A.6 Transversal

Muestra A₂*Fig. A.7 Longitudinal**Fig. A.8 45°*

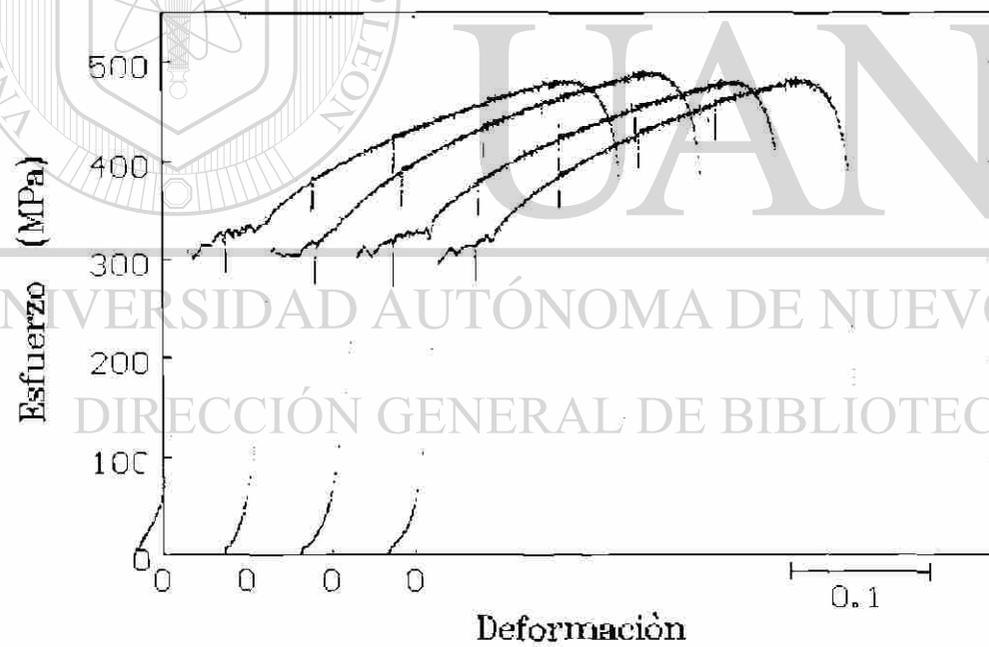
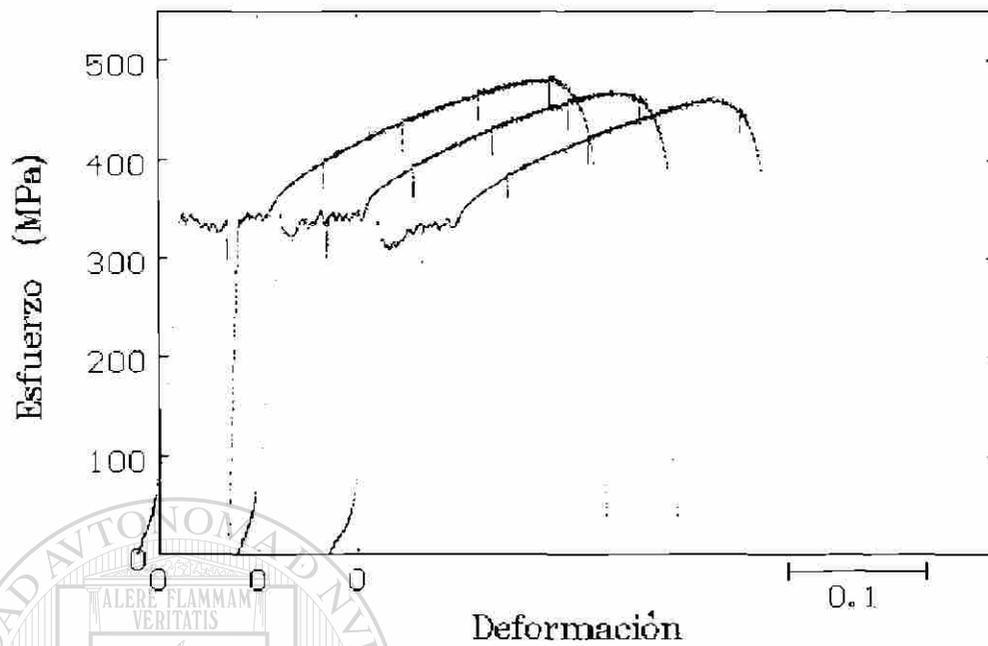


Fig. A.10 Longitudinal

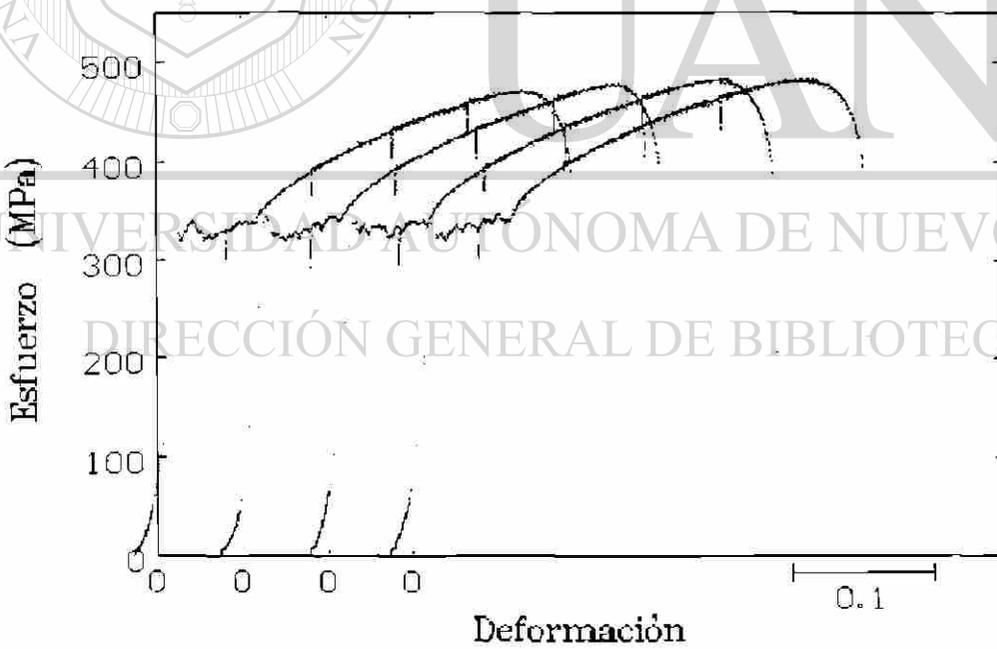
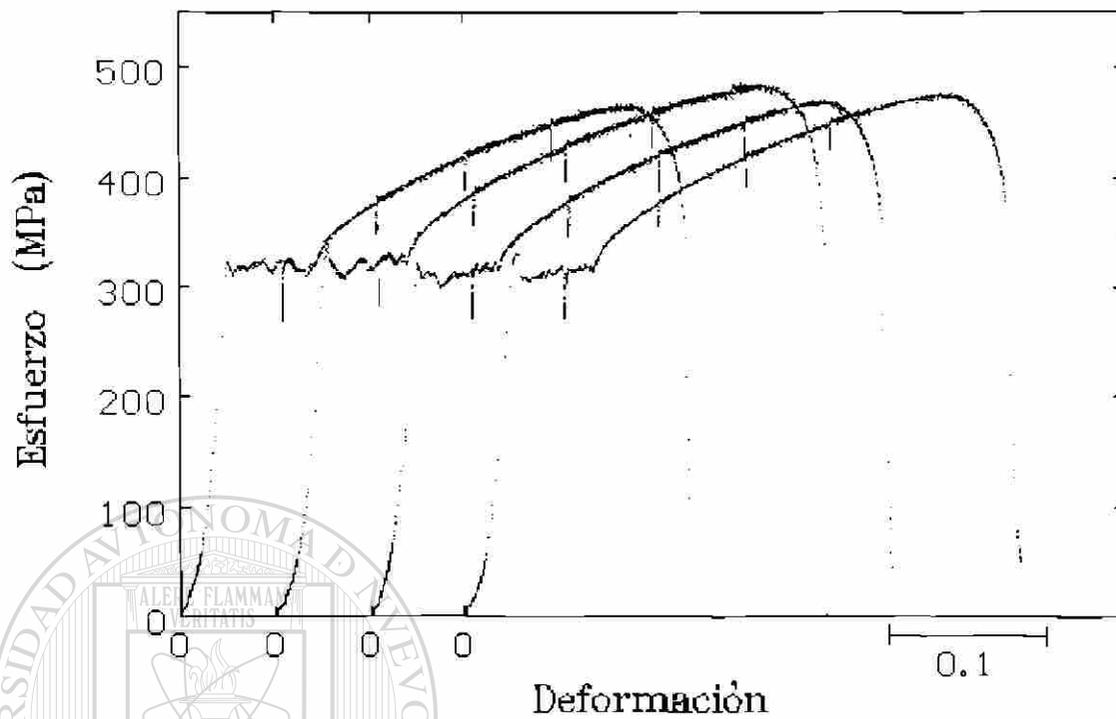
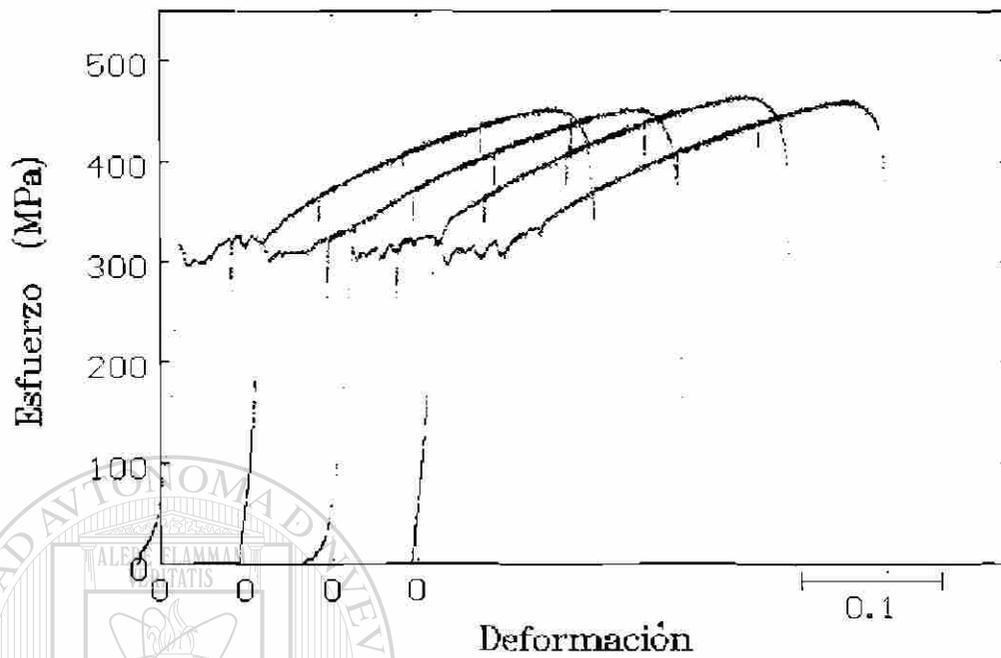
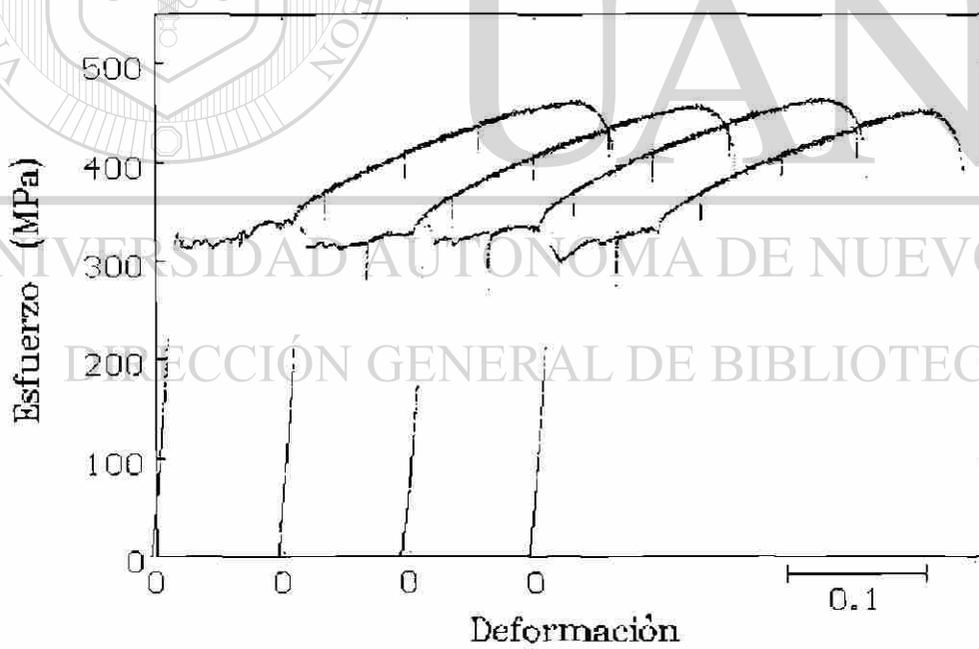


Fig. A.12 Transversal

Muestra A₃*Fig. A.13 Longitudinal**Fig. A.14 45°*

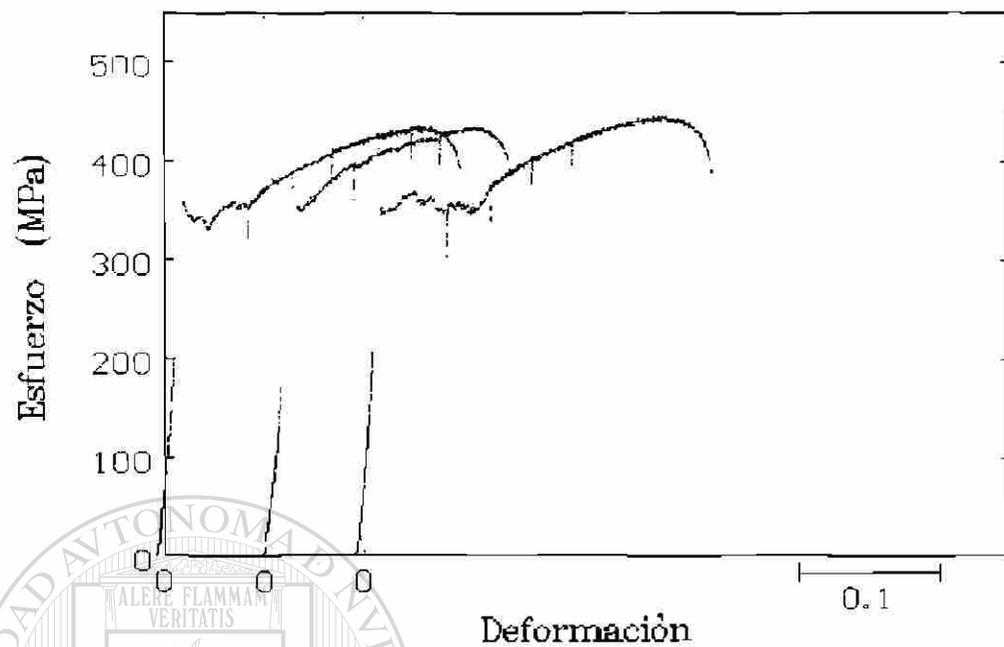


Fig. A.15 Transversal

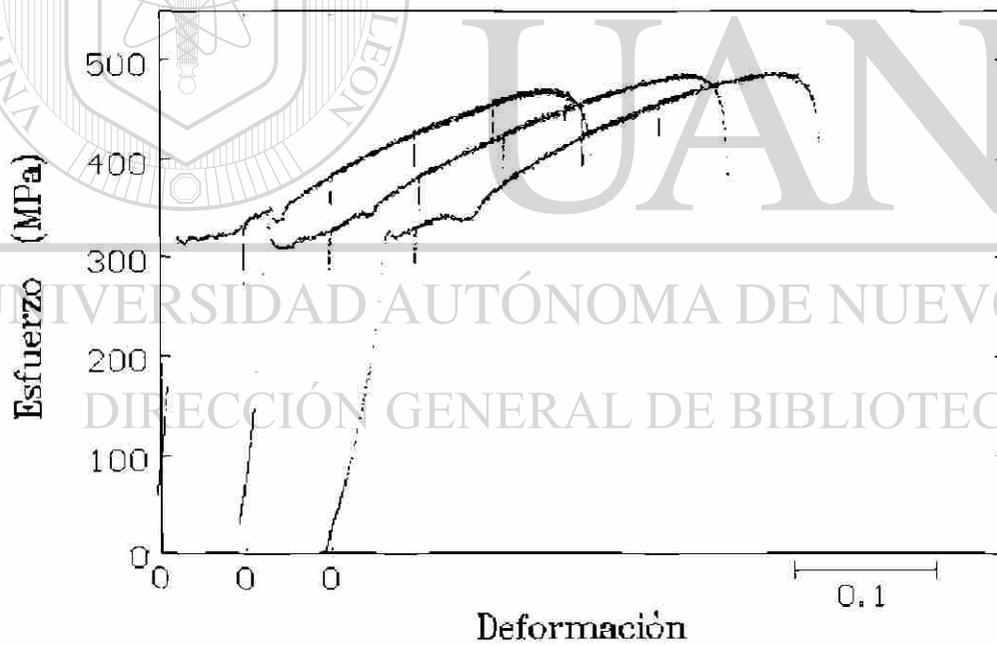


Fig. A.16 Longitudinal

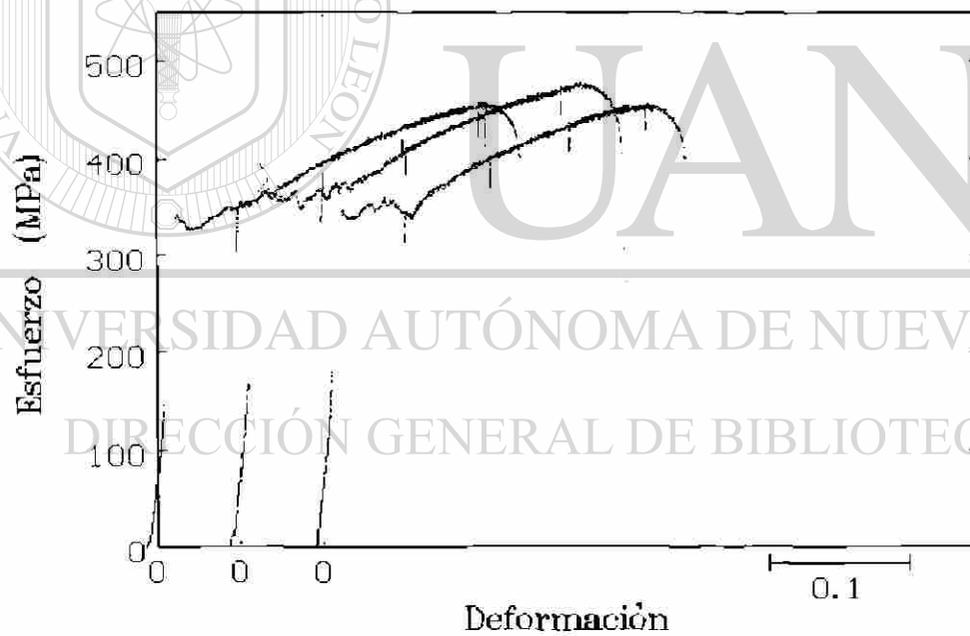
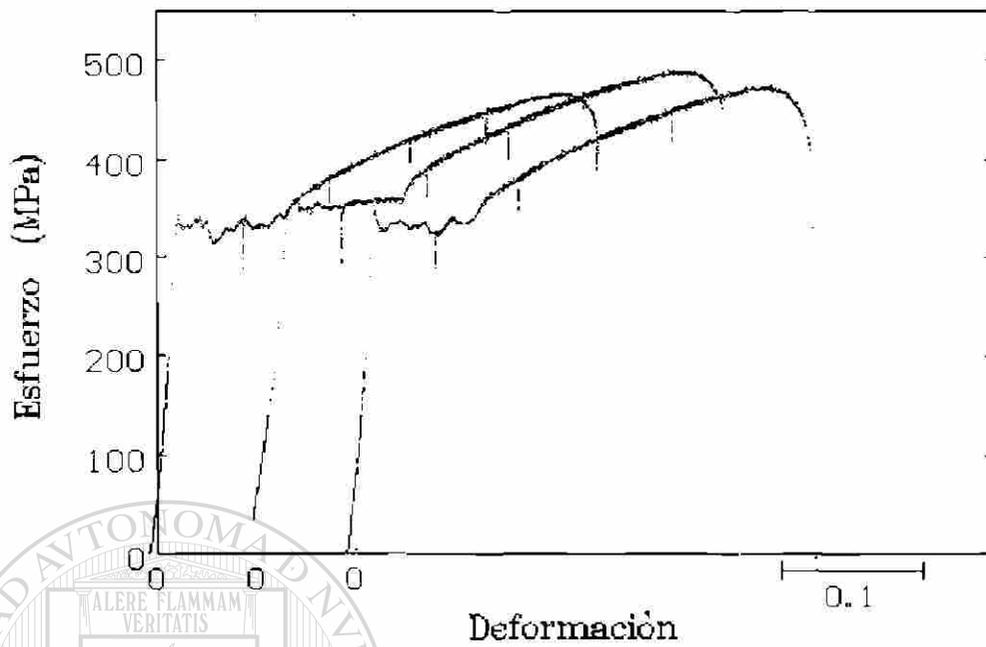
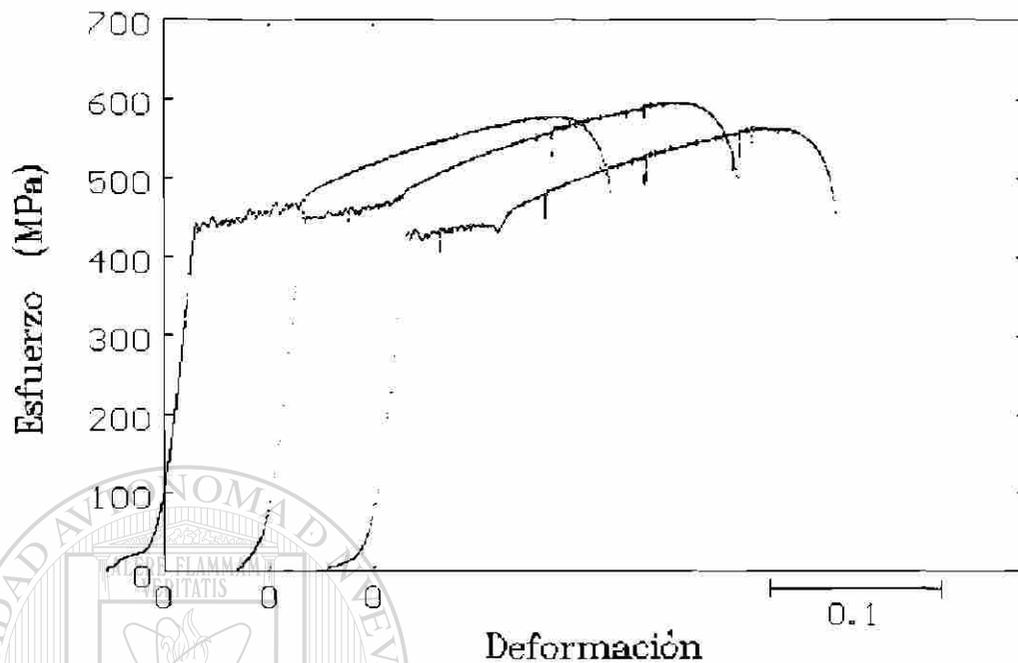
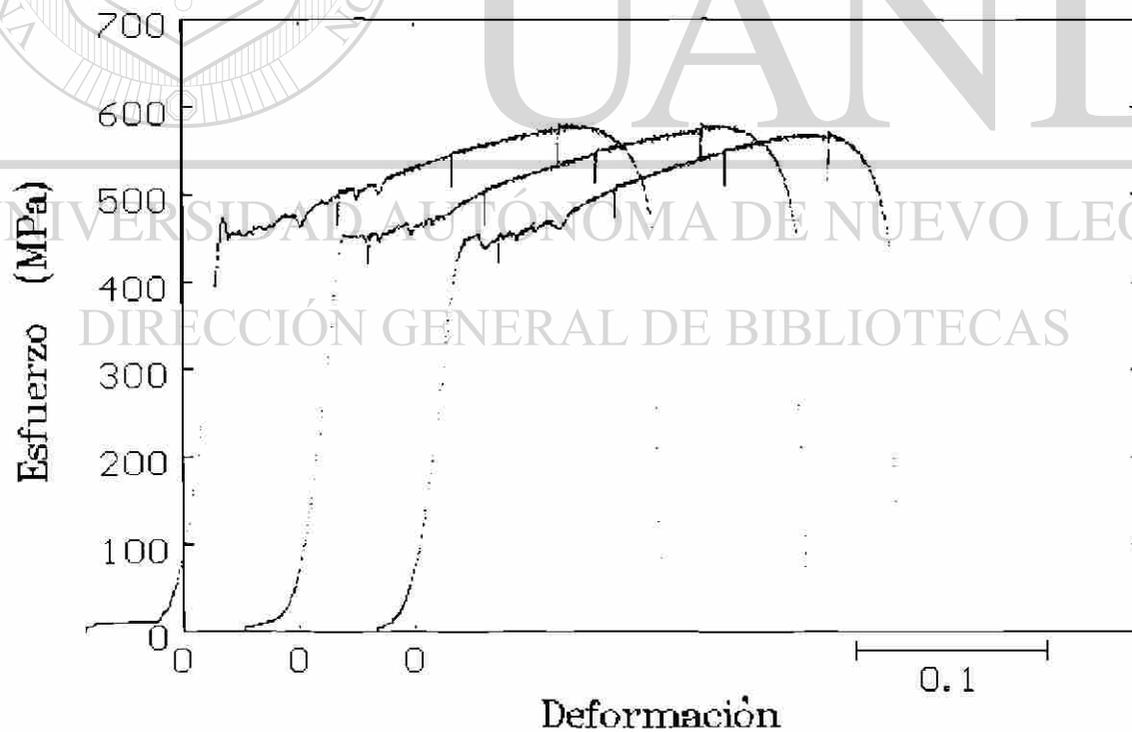


Fig. A.18 Transversal

Muestra B*Fig. A.19 Longitudinal**Fig. A.20 45°*

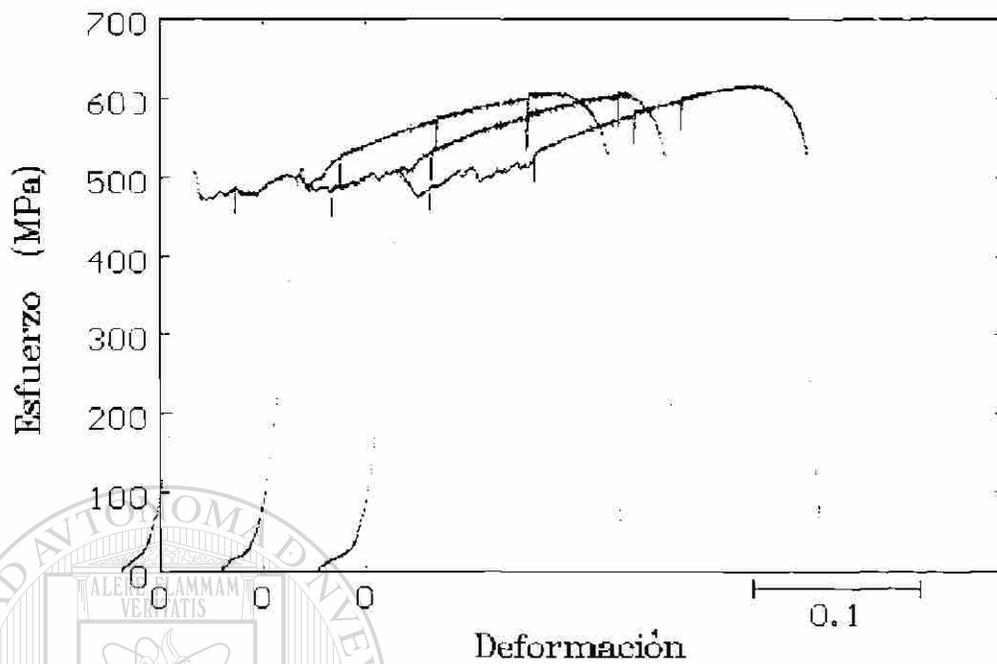


Fig. A.21 Transversal

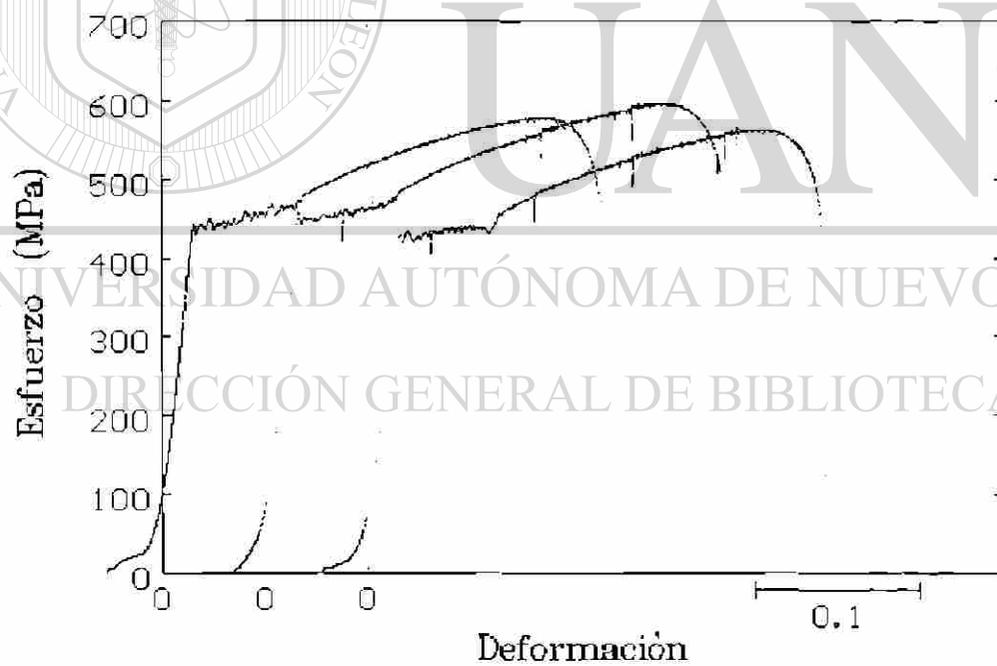


Fig. A.22 Longitudinal

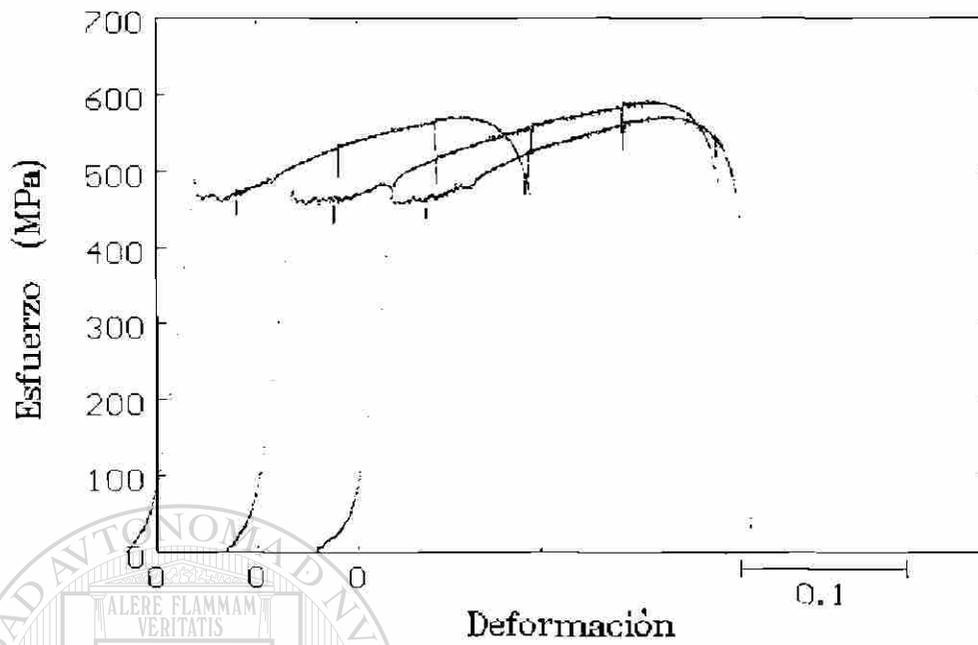


Fig. A.23 45°

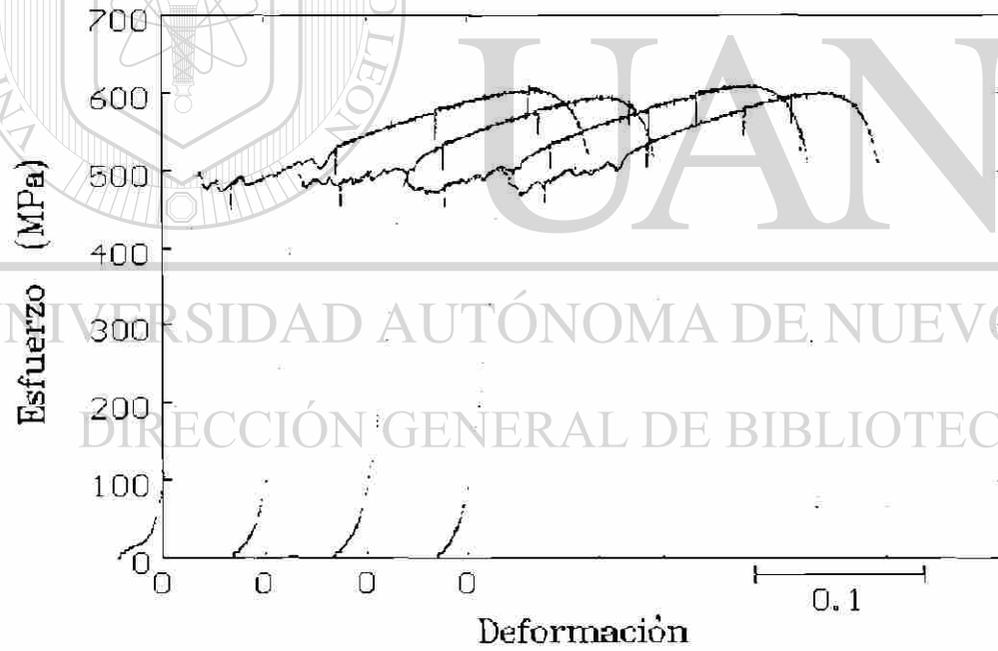


Fig. A.24 Transversal

Apéndice A (continuación)

En la siguiente sección se muestran los datos obtenidos de los ensayos de tensión para cada uno de los aceros, se hace referencia a la figura correspondiente para mayor información.

Tabla A.1, resultados de los ensayos del acero A₁.

Muestra A1	ϵ_0	σ_0	ϵ_l	σ_L	ϵ_m	σ_m	n	k
Fig. A.1	0.035	299.1	0.081	322.4	0.31	475.1	0.285	688.1
	0.021	296.0	0.071	320.9	0.293	473.5	0.260	666.9
	0.021	319.6	0.073	341.8	0.272	466.1	0.270	696.9
Fig. A.2	0.021	303.7	0.068	316.2	0.272	456.4	0.248	644.1
	0.023	306.9	0.086	344.2	0.267	465.7	0.243	653.8
	0.025	316.2	0.079	331.8	0.259	456.4	0.250	650.1
Fig. A.3	0.028	278.8	0.062	294.4	0.280	461.1	0.289	678.9
	0.023	296.0	0.066	300.6	0.294	464.2	0.289	678.5
	0.024	277.3	0.066	303.7	0.284	451.7	0.275	657.2
	0.021	275.7	0.055	297.5	0.284	465.7	0.280	681.5
Fig. A.4	0.023	281.9	0.059	289.7	0.299	464.2	0.268	652.7
	0.019	289.7	0.059	299.1	0.305	468.9	0.269	665.7
	0.021	291.3	0.049	289.7	0.265	457.9	0.268	662.5
Fig. A.5	0.020	308.4	0.069	319.3	0.258	451.7	0.263	663.2
	0.029	303.7	0.079	331.8	0.263	462.6	0.264	661.1
	0.026	303.7	0.08	334.9	0.242	461.1	0.264	678.5
Fig. A.6	0.028	334.9	0.050	330.2	0.227	459.5	0.230	652.7
	0.021	325.5	0.066	339.6	0.260	465.7	0.215	629.8
	0.023	331.8	0.07	352.0	0.264	470.4	0.215	629.8
	0.023	334.9	0.06	344.2	0.281	482.9	0.214	642.5

Tabla A.2 Muestra A₂

Muestra A ₂	ε_0	σ_0	ε_l	σ_L	ε_m	σ_m	n	k
Fig. A.7	0.021	303.7	0.063	325.6	0.290	478.2	0.247	662.7
	0.025	311.5	0.069	333.3	0.281	475.1	0.251	661.5
	0.022	311.5	0.071	311.5	0.293	473.5	0.249	652.5
	0.024	299.1	0.062	317.8	0.285	475.1	0.249	659.0
Fig. A.8	0.019	314.6	0.074	334.9	0.289	478.2	0.248	659.0
	0.017	303.7	0.074	331.8	0.288	470.4	0.251	657.0
	0.022	316.2	0.078	322.4	0.288	467.3	0.269	665.5
	0.017	288.2	0.078	325.6	0.298	468.9	0.263	652.6
Fig. A.9	0.017	339.6	0.078	344.2	0.286	479.8	0.248	668.1
	0.018	328.7	0.073	338.0	0.268	464.2	0.240	660.4
	0.02	311.5	0.071	330.2	0.262	459.5	0.235	642.1
Fig. A.10	0.022	300.6	0.073	336.5	0.295	479.8	0.248	656.7
	0.02	305.3	0.051	316.2	0.291	487.5	0.255	676.9
	0.027	302.8	0.07	323.4	0.295	476.6	0.257	669.2
	0.017	295.0	0.055	317.8	0.283	479.6	0.242	668.0
Fig. A.11	0.02	306.9	0.067	305.3	0.275	461.1	0.254	652.1
	0.026	305.3	0.069	314.6	0.299	476.1	0.268	681.4
	0.019	302.2	0.069	311.5	0.286	461.1	0.246	633.6
	0.021	302	0.068	310	0.303	468.8	0.262	657.2
Fig. A.12	0.017	319.3	0.069	338	0.265	470.4	0.245	660.6
	0.02	327.1	0.069	339.6	0.270	475.1	0.241	663.4
	0.023	327.1	0.071	331.8	0.285	481.3	0.245	658.8
	0.018	322.4	0.069	339.6	0.284	481.3	0.239	667.2

Tabla A.3 resultados para el acero A₃.

Muestra A ₃	ϵ_0	σ_0	ϵ_1	σ_1	ϵ_m	σ_m	n	k
Fig. A.13	0.019	296.0	0.071	317.8	0.278	451.7	0.243	625.7
	0.016	302.2	0.044	310.0	0.281	450.2	0.250	630.4
	0.016	300.6	0.076	319.3	0.297	462.6	0.251	640.3
	0.021	297.5	0.059	306.9	0.307	459.5	0.254	627.1
Fig. A.14	0.021	313.1	0.097	338.0	0.305	459.5	0.246	623.1
	0.016	313.1	0.092	328.7	0.302	459.8	0.253	624.3
	0.018	317.8	0.093	334.9	0.298	462.6	0.243	620.4
	0.019	299.1	0.088	328.7	0.285	450.2	0.253	633.4
Fig. A.15	0.021	338.0	0.058	348.9	0.182	433.0	0.153	561.8
	0.023	348.9	0.064	395.6	0.153	431.5	0.112	531.8
	0.015	345.8	0.079	348.9	0.224	440.8	0.209	621.4
Fig. A.16	0.012	320.9	0.091	356.7	0.275	472.0	0.283	699.9
	0.015	341.1	0.092	356.58	0.318	486.0	0.245	648.5
	0.027	320.9	0.094	352.0	0.311	482.9	0.257	654.9
Fig. A.17	0.015	342.7	0.095	353.6	0.289	467.3	0.247	657.6
	0.019	352.0	0.100	355.1	0.311	484.4	0.243	655.3
	0.015	345.8	0.093	358.3	0.301	472.5	0.244	644.5
Fig. A.18	0.019	333.3	0.085	361.4	0.239	454.8	0.237	647.4
	0.022	356.7	0.08	367.6	0.255	473.5	0.221	647.8
	0.013	344.2	0.065	339.6	0.242	453.3	0.223	633.7

Tabla A.4 resultados del acero B.

Muestra B	ε_0	σ_0	ε_l	σ_L	ε_m	σ_m	n	K
Fig. A.19	0.019	440.5	0.079	471.0	0.227	577.9	0.197	782.5
	0.020	442.7	0.076	473.2	0.224	594.3	0.203	812.1
	0.021	429.9	0.073	429.6	0.236	564.8	0.202	768.7
Fig. A.20	0.024	449.2	0.101	499.4	0.213	577.9	0.171	766.9
	0.022	451.4	0.070	466.7	0.221	577.9	0.171	745.2
	0.036	438.3	0.076	457.9	0.219	569.2	0.171	739.9
Fig. A.21	0.024	473.2	0.094	497.2	0.237	606.2	0.187	800.1
	0.026	484.1	0.088	508.1	0.215	606.2	0.178	801.3
	0.031	475.4	0.098	512.5	0.236	615.0	0.185	808.2
Fig. A.22	0.022	447.0	0.067	402.3	0.240	597.5	0.192	789.6
	0.023	434.0	0.075	462.3	0.243	586.6	0.197	793.8
	0.022	436.1	0.073	462.3	0.223	586.6	0.194	783.6
Fig. A.23	0.024	467.3	0.069	484.1	0.190	568.0	0.169	765.3
	0.023	457.9	0.081	474.8	0.241	588.8	0.169	751.2
	0.022	457.9	0.068	480.4	0.194	570.1	0.169	759.4
Fig. A.24	0.025	477.6	0.094	501.6	0.223	604.1	0.182	802.8
	0.024	478.5	0.088	500.9	0.205	592.5	0.181	804.3
	0.028	474.8	0.090	502.8	0.230	607.5	0.194	814.5
	0.025	480.4	0.090	500.9	0.218	598.1	0.181	802.3

APÉNDICE B

Tabla B1

Muestra A1

Dirección	σ_0	σ_{max}	n	K
Longitudinal	296.26	467.6	0.27	672.08
a 45°	307.1	458.99	0.25	658.47
Transversal	306.85	465.15	0.25	656.37

Muestra A2

Dirección	σ_0	σ_{max}	n	K
Longitudinal	303.69	478.18	0.25	663.27
a 45°	296.16	469.05	0.26	657.32
Transversal	325.28	472.32	0.24	659.69

Muestra A3

Dirección	σ_0	σ_{max}	n	K
Longitudinal	307.35	468.65	0.26	654.89
a 45°	313.1	462.82	0.25	631.31
Transversal	345.32	447.82	0.19	606.82

Muestra B

Dirección	σ_0	σ_{max}	n	K
Longitudinal	438.36	584.79	0.20	788.39
a 45°	453.67	575.30	0.17	754.65
Transversal	477.7	604.84	0.18	804.59

Tabla B.1. Propiedades mecánicas de los aceros obtenidos de las gráficas de esfuerzo contra deformación real.

Tabla B2

Muestra Ancho Espesor Elongación (mm)			Muestra Ancho Espesor Elongación (mm)		
A ₁ . Prueba 1			A ₁ . Prueba 2		
13.28	2.58	0	13.17	2.6	0
13.19	2.58		13.2	2.59	
13.2	2.58		13.22	2.59	
13.28	2.54	4	12.88	2.52	4
12.91	2.52		13.21	2.57	
12.87	2.5		12.9	2.5	
12.71	2.47	8	12.79	2.47	8
12.63	2.46		12.7	2.49	
12.65	2.46		12.74	2.49	
12.36	2.39	12	12.44	2.39	12
12.31	2.38		12.33	2.4	
12.37	2.39		12.43	2.42	
12.09	2.35	16	12.09	2.34	16
12	2.33		11.95	2.32	
12.01	2.32		12.05	2.35	

Tabla B2. valores obtenidos en cuatro ensayos de tensión de la muestra A₁ cortada siguiendo la dirección de laminación

Continuación

Muestra Ancho Espesor Elongación (mm)			Muestra Ancho Espesor Elongación (mm)		
A ₁ , Prueba 3			A ₁ , Prueba 4		
13.41	2.61	0	13.21	2.58	0
13.29	2.62		13.24	2.57	
13.29	2.61		13.25	2.57	
13.17	2.57	4	13.2	2.53	4
13.1	2.57		12.99	2.49	
13.06	2.54		12.91	2.5	
12.74	2.5	8	12.7	2.46	8
12.74	2.49		12.68	2.45	
12.81	2.51		12.69	2.46	
12.42	2.43	12	12.32	2.38	12
12.45	2.44		12.31	2.37	
12.48	2.41		12.31	2.38	
12.03	2.37	16	12.1	2.29	16
12.06	2.36		11.84	2.32	
12.17	2.36		11.99	2.29	

Tabla B2 continuación, valores obtenidos en los cuatro ensayos de tensión de la muestra A₁ cortada siguiendo la dirección de laminación

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Tabla B3

Muestra	R ₀	Muestra	R ₀	Muestra	R ₀	Muestra	R ₀
A ₁ 0°	1.19	A ₂ 0°	1.68	A ₃ 0°	1.08	B 0°	1.55
A ₁ 45°	1.39	A ₂ 45°	0.93	A ₃ 45°	0.71	B 45°	0.71
A ₁ 90°	0.96	A ₂ 90°	1.13	A ₃ 90°	1.19	B 90°	1.03

Tabla de los valores R₀ obtenidos.

APÉNDICE C

A continuación se presenta el análisis de temperaturas de transformación realizado para las muestras A₃ y B según diferentes autores.

Muestra A₃

Transformación de perlita (A_{C1}) y ferrita (A_{C3}) en austenita

Andrews: A_{C1}=721.0°C A_{C3}=865.0°C

Kasatkin y coautores: A_{C1}=719.8°C A_{C3}=898.4°C

Transformación a martensita

Payson y Savage: Ms=461.6°C

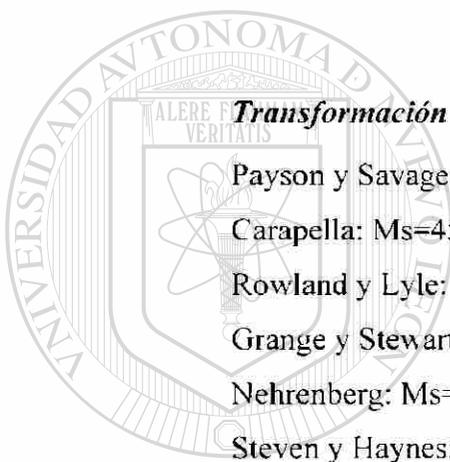
Carapella: Ms=456.1°C

Rowland y Lyle: Ms=460.8°C

Grange y Stewart: Ms=497.1°C

Nehrenberg: Ms=530.3°C

Steven y Haynes: Ms=530.3°C



JUANIL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Temperatura a (según Steve y Haynes):

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

10% – 520.3°C

50% – 483.3°C

90% = 427.3°C

99% – 315.3°C

Andrews (lineal): Ms=511.5°C

Andrews (producto): Ms=488.9°C

Transformación a bainita (Steven y Haynes)

Inicio (Bs)–797.2°C

Temperatura a la que se transforma 50% de bainita (B50)–737.2°C

Temperatura de fin de bainita (BF) 737.2°

Tiempo máximo permisible para obtener (Kunitake y Ohtani):

Martensita: 0.0 seg.

Bainita (sin ferrita ni perlita): 0.03 seg.

Ferrita y bainita o martensita (sin perlita): 0.30 seg.

Muestra B

Transformación de perlita (A_{C1}) y ferrita (A_{C3}) en austenita

Andrews: A_{C1} =714.5°C A_{C3} =859.1°C

Kasatkin y coautores: A_{C1} =715.2°C A_{C3} =877.9°C

Transformación a martensita

Payson y Savage: M_s =436.8°C

Carapella: M_s =424.0°C

Rowland y Lyle: M_s =435.7°C

Grange y Stewart: M_s =468.2°C

Nehrenberg: M_s =437.9°C

Steven y Haynes: M_s =503.4°C

Temperatura a (según Steve y Haynes):

10% – 493.4°C

50% – 456.4°C

90% – 400.4°C

99% – 288.4°C

Andrews (lineal): M_s =486.9°C

Andrews (producto): M_s =479.9°C

Transformación a bainita (Steven y Haynes)

Inicio (Bs)–738.2°C

Temperatura a la que se transforma 50% de bainita (B50)=678.2°C

Temperatura de fin de bainita (BF)–678.2°

Tiempo máximo permisible para obtener (Kunitake y Ohtani):

Martensita: 0.1 seg.

Bainita (sin ferrita ni perlita): 0.16 seg.

Ferrita y bainita o martensita (sin perlita): 2.23 seg.

Referencias

K.W. Andrews: J. Iron Steel Inst. vol. 203 (1965) pp 721.

L.A. Carapella: Met. Progr. Vol. 46 (1944) pp 108.

R.A. Grange y C.H. Savage: Trans. AIME, vol. 167 (1946) pp 494.

O.G. Kasatkin, B.B. Vinokur y V.L. Pilyushenko: Met. Sci. Heat Treat. Vol 26 (1984) pp 27.

T. Kunitake y H. Ohtani: Sumitomo Search, nov. 1979. pp 18.

E.H. Nehrenberg: Trans AIME, vol. 167 (1946) pp 494.

P. Payson y C.H. Savage: Trans. ASM, vol. 33 (1944) pp 261.

E.S. Rowland y S.R. Lyle: Trans. ASM vol. 37 (1946) pp 27.

W. Steven y A.G. Haynes: J. Iron Steel Inst., vol. 183 (1956) pp 349.

Lista de Tablas

Tabla	Descripción	Página
5.1	Composición de los cuatro aceros estudiados	50
5.2	Espesores de las muestras	50
5.3	Proceso de laminación al que fueron sometidos los aceros en estudio	51
6.1	Valores obtenidos para R_0 , R_1 y ΔR	71
6.2	Tamaño de grano y esfuerzo de cedencia esperado de la ec (6.6) y el obtenido de los ensayos.	72
6.3	Dureza de las diferentes muestras	79
A.1	Resultados de los ensayos del acero A1	96
A.2	Resultados de los ensayos del acero A2	97
A.3	Resultados de los ensayos del acero A3	98
A.4	Resultados de los ensayos del acero B	99
B.1	Propiedades mecánicas de los aceros obtenidos de las gráficas de esfuerzo deformación real. (sumario)	100
B.2	Valores obtenidos en cuatro ensayos de tensión de la muestra A1 cortada siguiendo la dirección de laminación	101
B.3	Tabla de valores R_0 obtenidos	102

Lista de Figuras

Figura	Descripción	Página
2.1	Estructuras cúbica centrada en el cuerpo y cúbica centrada en las caras	4
2.2	Diagrama de fases del hierro-carburo de hierro	5
2.3	Modelo de un tren de laminación continuo de seis castillos	6
2.4	Curvas de fluencia que se presentan en el acero deformado a altas temperaturas	9
2.5	Representación esquemática de los cambios en la microestructura durante la recristalización austenítica durante la laminación en caliente	13
2.6	Micrografías de la subestructura de una cero laminado en caliente	14
3.1	Ejemplificación de las texturas $\{100\}$ y $\{111\}$	25
3.2	Variación del valor R con el componente de textura $\{111\}$ en relación con el por ciento de reducción en frío	26
3.3	Orejas formadas en diferentes direcciones por embutido profundo debido a la anisotropía del metal	27
3.4	Aspecto de las inclusiones que provocan anisotropía	29
4.1	Efecto del tamaño de grano de un acero 0.1%C sobre el esfuerzo de cedencia y la temperatura de transición dúctil-frágil en un ensayo de impacto	44
4.2	Factores que afectan a la resistencia mecánica y a la tenacidad en aceros con ferrita y perlita	45
4.3	Combinaciones de esfuerzo de cedencia y temperatura de transición dúctil-frágil en aceros normalizados alta resistencia, baja aleación	46
5.1	Representación de los cortes para obtener probetas	52
5.2	Dimensiones de las probetas	52
5.3	Gráfica de esf. def. real del acero B	53
5.4	Gráfica logarítmica esf. def. del acero A1 cortado longitudinalmente	54
6.1	Curvas de esf. def. de los tres ensayos para la muestra A1 siguiendo la dirección longitudinal	57
6.2	Gráfica esf. def. donde se observan los puntos σ_m	59
6.3	Gráfica comparativa del esfuerzo al límite de cedencia inferior (σ_0) de las diferentes muestras	59
6.4	Gráfica comparativa del valor de esf. al inicio de la deformación homogénea (σ_l) de las diferentes muestras ensayadas	60
6.5	Gráfica comparativa de la última resistencia a la tensión (σ_m)	61
6.6	Gráfica comparativa de la deformación a la carga máxima (ϵ_m) de las diferentes muestras ensayadas	62
6.7	Gráfica comparativa de la zona de deformación homogénea ($\epsilon_m - \epsilon_l$)	63

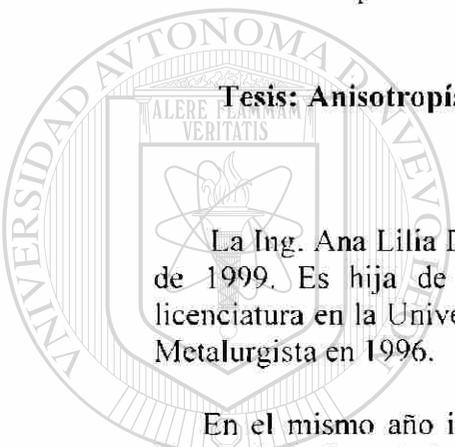
6.8	Gráfica comparativa de (σ_1 σ_{max})	64
6.9	Gráfica comparativa del valor n contra la deformación máxima	65
6.10	Zonas donde caen los valores de resistencia última para todas las muestras en la dirección longitudinal	66
6.11	Zonas donde caen los valores de resistencia última para todas las muestras en la dirección a 45°	66
6.12	Zonas donde caen los valores de resistencia última para todos las muesrtas en la dirección transversal	67
6.13	Gráfica de las deformaciones (ϵ_t y ϵ_w) contra el desplazamiento	68
6.14	Gráfica de deformación del espesor contra deformación del ancho	69
6.15	Gráfica de los valores R para la muestra A3 ensayada en la dirección transversal donde se extrapola el valor R_0	70
6.16	Gráfica comparativa de los valores R_0 obtenidos de la extrapolación	71
6.17	Muestra A1, acero con 0.054% de C 400X	74
6.18	Muestra A2, acero con 0.050% de C 400X	75
6.19	Muestra A3, acero con 0.053% de C 400X	75
6.20	Muestra B, acero con 0.64% de C 400X	76
6.21	Muestra A3, acero con 0.053% de C (SEM)	76
6.22	Muestra A3, acero con 0.053% de C (SEM) 1KX	77
6.23	Muestra B, acero con 0.064% de C (SEM) 15KX	77
6.24	Muestra B, acero con 0.064% de C (SEM) 15KX	78
A.1	Ensayos de tensión en la dirección longitudinal A1	84
A.2	Ensayos de tensión en la dirección 45° A1	84
A.3	Ensayos de tensión en la dirección transversal A1	85
A.4	Ensayos de tensión en la dirección longitudinal A1	85
A.5	Ensayos de tensión en la dirección 45° A1	86
A.6	Ensayos de tensión en la dirección transversal A1	86
A.7	Ensayos de tensión en la dirección longitudinal A2	87
A.8	Ensayos de tensión en la dirección 45° A2	87
A.9	Ensayos de tensión en la dirección transversal A2	88
A.10	Ensayos de tensión en la dirección longitudinal A2	88
A.11	Ensayos de tensión en la dirección 45° A2	89
A.12	Ensayos de tensión en la dirección transversal A2	89
A.13	Ensayos de tensión en la dirección longitudinal A3	90
A.14	Ensayos de tensión en la dirección 45° A3	90
A.15	Ensayos de tensión en la dirección transversal A3	91
A.16	Ensayos de tensión en la dirección longitudinal A3	91
A.17	Ensayos de tensión en la dirección 45° A3	92
A.18	Ensayos de tensión en la dirección transversal A3	92
A.19	Ensayos de tensión en la dirección longitudinal B	93
A.20	Ensayos de tensión en la dirección 45° B	93
A.21	Ensayos de tensión en la dirección transversal B	94
A.22	Ensayos de tensión en la dirección longitudinal B	94
A.23	Ensayos de tensión en la dirección 45° B	95
A.24	Ensayos de tensión en la dirección transversal B	95

Resumen autobiográfico

Ana Lilia Delgado Navarrete

Candidata para el Grado de Maestra en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con
Especialidad en Materiales

Tesis: Anisotropía de cinta de acero de bajo carbono laminada en caliente.



La Ing. Ana Lilia Delgado Navarrete nació en la ciudad de México el 28 de febrero de 1999. Es hija de Luis Delgado Gonzalez y Lilia Navarrete Cejas. Cursó la licenciatura en la Universidad Autónoma Metropolitana y obtuvo el Título de Ingeniero Metalurgista en 1996.

En el mismo año ingresó al Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León con el fin de obtener el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

