



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**  
PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA  
MAESTRÍA EN METALURGIA

**EFFECTO TERMOMECAÁNICO Y DE RECOCIDO EN ACEROS  
LIBRES DE ELEMENTOS INTERSTICIALES (IF)  
ESTABILIZADO CON TITANIO**

**T E S I S**

**QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE  
MAESTRO EN METALURGIA**

**P R E S E N T A**

**I.Q.M. GERADO ARÁMBURO PÉREZ**

**TUTOR: DR. JUÁREZ ISLAS JULIO ALBERTO  
INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES**

**MÉXICO, D. F. OCTUBRE 2013**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

**Presidente:** Dr. Gabriel Torres Villaseñor.

**Secretario:** Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes.

**Vocal:** Dr. Antonio S. de Ita de la Torre.

**1 er. Suplente:** Dr. Octavio Álvarez Fragoso.

**2 do. Suplente:** Dr. Julio Alberto Juárez Islas.

Lugar o lugares donde se realizó la tesis:

Facultad de Química, Instituto de Investigaciones en Materiales UNAM.

TUTOR DE TESIS:

Dr. Julio Alberto Juárez Islas

-----  
FIRMA

# Agradecimientos

Por medio de estas líneas expreso mi agradecimiento a los Dr. Julio Juárez Islas, Dr. Gabriel Torres Villaseñor, Dr. Octavio Álvarez Fragoso, Dr. Bernardo Fabián Campillo Illaños, Dr. Antonio de Ita de la Torre y al Dr. Osvaldo Flores Cedillo, por sus valiosos comentarios en el desarrollo de esta tesis.

Un agradecimiento especial al Dr. Gabriel Lara por su valiosa colaboración en el proceso de laminación, al Ing. Ernesto Sánchez en la realización de ensayos de tensión, y al maestro Miguel A. Canseco por el apoyo en diferentes técnicas para la realización en este estudio.

Por el excelente apoyo brindado en la caracterización microestructural por microscopia electrónica de barrido agradezco al Ing. R. Iván Puente Lee, a la maestra Cristina Zorrilla por el apoyo en análisis microestructural por microscopio electrónico.

Agradezco a los maestros Adrian Amaro y Agustín G. Ruiz quienes me apoyaron en la realización de los análisis químicos, al M. en I. José Ramírez por la ayuda en la realización de ensayos mecánicos y al M en M. Sergio García G. por sus valiosos comentarios.

Agradezco a Myriam Rodríguez por su apoyo en este trabajo y a los técnicos del taller mecánico de metalurgia por la realización de probetas y a mis compañeros del departamento de metalurgia.

Un reconocimiento especial a la Sra. Elvia Velázquez por sus continuas expresiones de ánimo y apoyo.

No quisiera dejar pasar esta ocasión para pronunciar una palabra de agradecimiento y dedicar este trabajo a mis hijas Daniela y Aurora y a mi esposa Magdalena por su comprensión y consejos. Gracias por su apoyo.



## ÍNDICE

I	Capítulo I	
I	Introducción	6
I.1	Objetivo	8
II	Capitulo II	
II	Marco teórico	9
II.1	Antecedentes	9
II.2	Aceros IF estabilizados con titanio	10
II.3	Aceros libres de elementos intersticiales (IF)	12
II.4	Fabricación de aceros libres de elementos intersticiales (IF)	14
II.5	Desgasado al vacio	15
II.6	Control de óxidos de hierro	18
II.7	Control de carbono	19
II.8	Control de nitrógeno	20
II.9	Clasificación de los aceros IF	20
II.10	Proceso de colada continua (P.C.C)	28
II.11	Estructura de colada continua	30
II-12	Textura	32
II-13	Anisotropía y textura	37

Capítulo III	
Desarrollo experimental	42
III. Composición química de los aceros IF estabilizados con titanio	43
III.1 Caracterización del acero IF de llegada P.C.C.	43
III.2 Proceso termomecánico	50
III.3 Proceso termomecánico laminación en caliente.	51
III.4 Caracterización metalográfica de acero IF laminado en caliente	53
III.5 Estudio por microscopia electrónica de transmisión (MET)	56
III.6 Enrollado	58
III.7 Proceso de laminación en frío	59
III.8 Recristalización y recocido	62
III.9 Recocido de aceros IF	67
III.10 Evolución % de recristalización y coeficiente de Lankford	75
III.11 Coeficiente de Lankford	92
III.12 Criterio de evaluación de los aceros IF en estudio	93
Capítulo IV	
Textura	101
IV.1 Textura	101
Capítulo V	
Conclusiones	107
Referencias	108

## CAPÍTULO I

### Introducción.

La industria siderúrgica, ha registrado grandes avances tecnológicos, los cuales han permitido fabricar aceros que requieren un estricto control de su composición química, llegándose a controlar la cantidad de elementos intersticiales en partes por millón (i. e.  $C + N_2 < 100$  ppm), incrementando la capacidad del acero a soldarse que depende del carbono y mejorando su tenacidad que depende del contenido de nitrógeno. Se han controlado las inclusiones no-metálicas mediante el tratamiento de desoxidación en la olla con calcio, eliminando la formación de inclusiones de MnS mediante el control del azufre en contenidos menores de 0.002 % en masa. A partir del análisis del proceso de colada continua y en conjunto con los avances logrados en el campo de la solidificación, se ha logrado eliminar la segregación central, llegando a fabricarse aceros ultra limpios, los cuales se han producido con el propósito de satisfacer las necesidades de la industria automotriz y/o de línea blanca de aceros de estampado profundo.

Los requerimientos actuales de la industria automotriz impulsó el desarrollo de estos aceros con cada vez más, una mejor estampabilidad. Se puede observar en las figuras 1, La ruta tecnológica peletizadora-reducción-directa-horno eléctrico. desgasado al vacío-horno olla-colada empleada en la fabricación de planchón, para finalmente obtener en el proceso de laminación controlada, una lámina recocida con la capacidad de experimentar una alta deformación, útil en la

fabricación de partes automotrices que requieren de un estampado extraprofundo y por consecuencia su fácil adaptación a la industria de línea blanca.

La adaptación de la tecnología ha permitido que la ruta de fabricación para la obtención de aceros ultralimpios, pueda aplicarse exitosamente a la producción no solo de lámina para estampado extra profundo, sino también a la producción de lámina para súper estampado extra profundo, placa para tubería de aceros grado API y para aceros estructurales, lo cual incrementaría su uso en los mercados nacionales e internacionales, como los altamente competitivos de Norteamérica, Europa y Asia.



Figura. 1 Se muestra la ruta tecnológica desarrollada para la producción de aceros ultralimpios.

## I.1 Objetivo

Estudiar el efecto del procedimiento de laminación en caliente (proceso termomecánico), de enrollado y laminación en frío (mecánico), para la obtención de láminas con espesores de 0.5 mm.

Determinar el efecto de las temperaturas y tiempos de recocido en láminas de aceros ultra limpios para obtener láminas con una microestructura completamente recristalizada.

Evaluar las propiedades mecánicas en acero recocidos libre de elementos intersticiales (IF por sus siglas en inglés, intersticial free) recocido, con propiedades de estampado extraprofundo requisito necesario para su aplicación en la industria automotriz y/o de línea blanca.

## CAPÍTULO II

### II. Marco teórico.

#### II.1 - Antecedentes

Actualmente la mayoría de las industrias siderúrgicas están introduciendo nuevos productos o mejorando los que tienen en producción con el propósito de cumplir con las normas establecidas y así mismo cubrir con las necesidades de los consumidores. Este avance tecnológico se debe principalmente a la aplicación de métodos modernos de producción y al apoyo de los nuevos desarrollos científicos, lo cual ha traído como consecuencia una transformación en la industria siderúrgica nacional (1-3).

Los estudios realizados a los aceros ultralimpios tanto en centros de investigación como en la industria, se han llevado a cabo con el propósito de determinar principalmente tres tópicos de interés científico y tecnológico.

- a) Los principios y aspectos metalúrgicos necesarios para la fabricación de aceros ultralimpios.
- b) El comportamiento de nitruros, carburos, carbonitruros y sulfuros, durante la solidificación de los aceros ultralimpios, así como su transformación durante los subsecuentes tratamientos termomecánicos.
- c) Utilizando la constante de Lankford, determinar la capacidad de respuesta a procesos de estampado extraprofundo

## II.2 Aceros IF estabilizados con titanio.

Los aceros IF estabilizado con titanio, han sido desarrollado y utilizado ampliamente en la industria automotriz debido a su buena deformabilidad en frío y su alta resistencia a la tensión conocidos como HSS por sus siglas en inglés (High Strength Steels). Generalmente un acero BH (endurecidos por horneado) tiene una pequeña cantidad de carbono y nitrógeno en su composición química y es controlado para retener pocas ppm de carbono en solución solida por medio de la adición de una cantidad determinada de titanio y por recocido a una temperatura pre-establecida (17).

Uno de los avances más importante de la metalurgia en los últimos años ha sido la producción de los aceros microaleados. Estos tienen gran demanda dentro de las industrias; de la construcción, de la energía y la automotriz. Los aceros microaleados se establecieron como materiales ideales para una gran variedad de aplicaciones. Ejemplo de estos desarrollos se han elaborado tuberías para el transporte de petróleo, y para la fabricación de vigas estructurales. Todas estas aplicaciones requieren de alta resistencia a la tensión, excelente tenacidad y excelente soldabilidad (18,19)

Con la adopción del desgasado al vacío, fue relativamente fácil producir aceros con menos de 30ppm de carbono y nitrógeno, dando como resultado la introducción de la tecnología de los aceros microaleados libre de elementos intersticiales o aceros IF (20,21). Cuyas propiedades se reflejaron en una buena resistencia mecánica, excelente calidad superficial y propiedades de adherencia y abrasión en el caso de superficies recubiertas y resistencia al ampollamiento

durante procesos electrolíticos. El primer acero ferrítico sin elementos intersticiales disueltos (C y N), fue formulado y fabricado en 1970. Este material fue designado por primera vez IF, y se caracterizó por tener excelentes propiedades mecánicas para la laminación en frío. Comparado con los aceros de grados convencionales, este acero ofrece una deformabilidad óptima en frío, un excelente endurecimiento por deformado y una completa resistencia al envejecimiento.

El desarrollo de los aceros de alta resistencia para la fabricación de lámina, para ser empleada en la industria automotriz se divide en tres etapas.

En la primer etapa se le dio mucha importancia a la seguridad del conductor, pero estas láminas de acero presentaban una resistencia a la tensión por debajo de los 60 kgf/mm<sup>2</sup> (8.53 psi), y su formabilidad no era muy buena.

La segunda etapa, debido a la primera crisis mundial de combustible en los 70's y 80's la demanda social fue la de reducir el peso en la carrocería de los automóviles; Por lo que, actualmente las carrocerías de menor peso han sido establecidas como uno de los requisitos para la manufactura automotriz, y la adopción de los aceros de alta resistencia y estampado profundo para la fabricación de carrocerías.

La tercera etapa consistió en el desarrollo de los aceros conformables, Generación de aceros para elaborar piezas que requieran un alto grado de deformación plástica, además de ayudar a hacer más eficiente la producción, utilizando las ventajas del recocido continuo, el cual comenzó a utilizarse justamente en este tiempo.



### II.3 Aceros libres de elementos intersticiales (IF)

Los aceros microaleados libres de elementos intersticiales es el desarrollo más reciente en aceros que requieren de una excelente formabilidad y estampado profundo (4). Se ha reconocido ampliamente que disminuyendo la concentración de carbono y nitrógeno de la solución sólida de la ferrita (5,6) contribuye a mejorar la formabilidad en placas laminadas en frío y recocidas. A principios de los setenta lo anterior se realizaba mediante la adición de niveles estequiométricos de Nb, Ti, para estabilizar al C y al N como carburos y nitruros, respectivamente. Sin embargo, debido a que el contenido total de elementos intersticiales era mayor a 300 ppm en aceros comerciales, el uso de esta tecnología resultaba incosteable. Con la adopción de la tecnología moderna de desgasificación en vacío (7,8), es relativamente fácil producir aceros con contenidos menores de 30 ppm de carbono y nitrógeno, dando como resultado la aplicación de esta tecnología en la generación de los aceros microaleados libres de elementos intersticiales.

Los aceros ultra limpios denominados de ahora en adelante aceros IF (Intersticial Free Steels) se han estabilizado con Ti, Nb o una combinación de Nb + Ti (5, 9), Cuando los aceros IF, son estabilizados únicamente con titanio, éste se combina con el nitrógeno y el azufre antes que con el carbono (10). Cuando se añade titanio y niobio, la cantidad de titanio añadido debe ser lo suficiente para reaccionar con el nitrógeno y el azufre, mientras que el carbono reacciona con el niobio (11). Cuando únicamente se agrega niobio, el carbono se combina con el niobio mientras que el aluminio estabiliza al nitrógeno formando AlN

En este caso, el azufre presente reacciona con el manganeso. En estos aceros, el incremento en la resistencia mecánica, se obtiene por la formación de precipitados, los cuales se pueden formar en el metal líquido, o durante el proceso de enfriamiento y/o durante el desarrollo del tratamiento térmico de envejecimiento

Diagrama Esfuerzo – Elongación

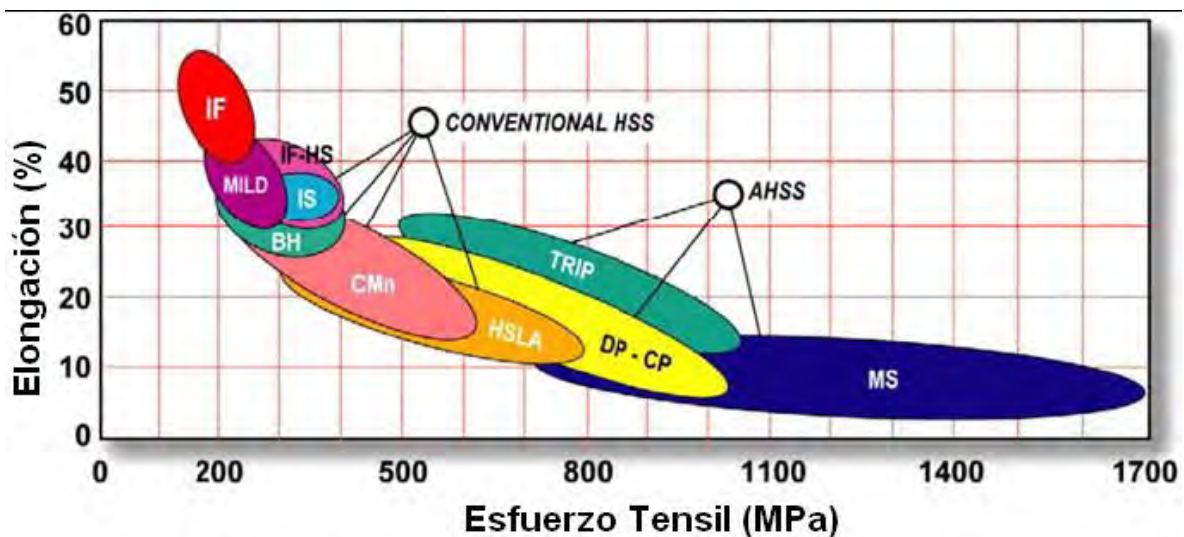


Figura. 2 Carta de deformabilidad para diferentes grados de aceros (Proceedings of the International Conference on Microstructure and Texture in Steels and other materials, February 2008, Jamshedpur, India)

En la figura 2 muestra la carta de formabilidad de aceros basada en la resistencia mecánica y la elongación máxima, donde los aceros IF se ubican en la parte de mayor elongación de todos los aceros, y donde es de notarse que es posible obtener resistencias del orden de 400MPa en el caso de los aceros libres de elementos intersticiales de alta resistencia (IF-HS).

El incremento en la resistencia y tenacidad es un requerimiento primario en los aceros usados en la industria de la construcción. Sin embargo para algunas aplicaciones la formabilidad es la principal característica que se requiere, como es el caso de los componentes de acero fabricados por laminación para carrocerías. En particular la clave tecnológica para producir lámina de acero con excelente comportamiento al estampado profundo, es la eliminación de elementos intersticiales, el desarrollo de una textura favorable y el control en el tamaño de grano (5, 12-14).

#### II.4. Procesos de fabricación de aceros libres de elementos intersticiales (IF).

La ruta para la fabricación de acero IF adoptada por las industrias siderúrgicas japonesas, a grandes rasgos involucra la obtención de arrabio en alto horno, una refinación primaria en un convertidor, seguida por un desgasado al vacío (descarburización, adición de aleantes) y al final la colada continua del acero.

Los primeros equipos utilizados para el refinamiento de los aceros IF son: el proceso BOF, (horno básico de oxígeno) en el cual durante todo el proceso se inyecta oxígeno desde la parte superior, a través de una lanza de cobre enfriada por agua; el proceso Q-BOP (Quick-quiet basic oxygen process), donde el oxígeno es alimentado por la parte inferior, a través de toberas; y el proceso intermedio (híbrido de los dos anteriores), llamado K-BOP(Kawasaki-basic oxygen process), en el cual se realiza la alimentación del gas por la parte superior y la inferior. Este proceso difiere de los otros dos, por el tipo de gas inyectado en la parte inferior y en la velocidad de flujo del gas. Independientemente del tipo de proceso utilizado,

todos ellos tienen el mismo propósito: remover el carbono hasta un nivel óptimo, controlar el nitrógeno y proveer de la temperatura adecuada para los procesos posteriores de aceración. Durante este refinamiento primario del acero, la remoción de carbono ocurre mediante la reacción con el oxígeno insuflado en el acero líquido, para producir monóxido de carbono y dióxido de carbono. La velocidad de descarburización está determinada por la rapidez con que es alimentado el equipo con oxígeno, la velocidad de descarburización disminuye linealmente con el tiempo de insuflado hasta alcanzar aproximadamente 0.3% en masa de carbono.

En la actualidad, una parte de la producción total del acero se realiza por la ruta: horno de arco eléctrico, horno eléctrico común, desgasado al vacío- H.O. - D.V.- C.C, por el cual se obtiene una reducción en el costo del proceso de fabricación. La mayor parte de los aceros especiales son: fundidos en un horno de arco eléctrico, ya que en este equipo es fácil obtener aceros con porcentaje de fósforo y azufre muy bajo (estas impurezas reducen sensiblemente la calidad de la aleación) generalmente el 0.03% en masa; además se puede lograr que el porcentaje de carbono sea al menos de 0.2 a 0.3% por arriba de la especificación.

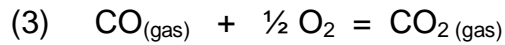
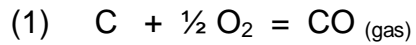
## II. 5 Desgasado al vacío.

Después de obtener la composición básica del acero en la refinación primaria, el acero es vaciado del horno a un carro de transferencia hacia el desgasador. Es importante controlar el oxígeno disuelto para evitar la posible formación de inclusiones en el acero que sean difíciles de remover en un proceso posterior.

El desgasado en vacío fue el primer proceso que se integró como continuación del proceso de refinación primaria, en la fabricación del acero. Los desgasadores fueron introducidos en un principio para controlar el nivel de hidrógeno. Sin embargo, se observó que era posible darle otras aplicaciones, por ejemplo, la fabricación de aceros más limpios.

El proceso de desgasado al vacío en los aceros IF es vital para poder alcanzar los bajos contenidos de carbono requerido, los cuales generalmente se encuentran por debajo de 0.005% en masa. El desgasador más utilizado en Japón y en los Estados Unidos es el RH, (Ruhrstahl-Heräu) este tipo de desgasador es conocido como un RH-OB.(Ruhrstahl-Heräu basic oxygen) En estos equipos se inyecta gas argón al acero líquido a través de un cierto número de puntos de inyección localizados en una de las boquillas. El gas reduce localmente la densidad del acero y causa que se mueva hacia arriba. El acero retorna de nuevo a la olla a través de la otra boquilla, de esta manera se establece un flujo circulatorio de acero.

Indistintamente del tipo de desgasador que se utilice, la descarburización ocurre al reaccionar el oxígeno insuflado con el carbono disuelto en el acero líquido, lo que produce monóxido y bióxido de carbono. (Ec. 1 y 2). La rapidez con que se realiza la descarburización estará determinada por la velocidad con que se puede insuflar el oxígeno; se aprecia que, mediante la reducción de la presión parcial de monóxido de carbono a través de la evacuación, de la Ec.1 la reacción es forzada hacia la derecha, promoviendo de esta forma la descarburización (31-33), lo que en el caso de la Ec. 3 la reacción no sucede.



Durante este proceso, la descarburización continúa hasta que se obtiene el contenido de carbono deseado. A continuación se añaden desoxidantes al acero hasta ajustar la composición deseada. En la práctica el contenido de carbono puede calcularse a través de modelos matemáticos del desgasador o por medio de mediciones de la actividad de carbono en el metal líquido (34). El ciclo de desgasado depende del contenido de carbono en el acero líquido al inicio de proceso y también de la velocidad de descarburización la cual aumenta con el incremento de la velocidad de recirculación y con el incremento de la velocidad del flujo de agitación del gas argón. El grado de agitación está limitado por la cantidad de salpicaduras que pueden ocurrir dentro de desgasador. A mayor cantidad de salpicaduras se tiene una mayor cantidad de acero acumulado dentro de desgasador, lo cual puede producir problemas adicionales.

Este límite se establece al hacer un balance entre la velocidad de recirculación del metal y el desgaste del refractario. Por ejemplo: Kawasaki en su estudio/análisis del reactor Chiba/Q-BOP reportó que, mediante la optimización de la velocidad de recirculación y de la velocidad de flujo de gas argón, si se inicia con un contenido de carbono comprendido entre 100 y 200 ppm, una concentración de carbón <20 ppm será alcanzado entre los 10 a 15 minutos de tiempo de desgasado. Para velocidades normales de alimentación de oxígeno, la velocidad de descarburización disminuye linealmente con el tiempo de insuflado hasta alcanzar

aproximadamente 0.03% de carbono, cuando la velocidad de descarburización está controlada por la transferencia de masa del carbono desde el acero líquido a la interfase de reacción.

Una vez que se ha concluido el proceso de descarburización de acero, este se oxida y a continuación se realizan las adiciones necesarias de ferroaleaciones para ajustar la composición química. En este momento es agregado el titanio requeridos para estabilizar al carbono y al nitrógeno restante, en esta etapa se forman los carburos y nitruros para retirar al C y N de los espacios intersticiales.

Por otro lado, el desgasador al vacío no es una herramienta efectiva para remover al nitrógeno del acero líquido, debido a su alta solubilidad en el acero líquido. La velocidad de remoción del nitrógeno se controlada normalmente por una reacción química lenta sobre la superficie líquida del acero (29). En general se espera una remoción de nitrógeno de un 30% sin embargo, si el contenido de nitrógeno en el acero líquido al inicio del proceso del desgasado es particularmente bajo, no se llevará a cabo la remoción de nitrógeno. Independientemente del tipo de proceso utilizado, todos ellos tienen el mismo propósito: remover el carbono hasta un nivel óptimo y proveer la temperatura adecuada para los procesos posteriores.

## II.6 Control de los óxidos de hierro.

El óxido de hierro (FeO), se produce durante todo el proceso, en menor o mayor grado, dependiendo de la velocidad de agitación del baño líquido. Al inicio del insuflado con oxígeno, la oxidación del hierro es posible desde el punto de vista termodinámico. Sin embargo, debido a que la reacción está basada en el consumo de oxígeno, el óxido más estable y que predomina es el monóxido de carbono.

Poco después de que se inicia la inyección de oxígeno, la velocidad de transporte de carbono a la interfase de las burbujas de oxígeno con el metal líquido, se convierte en la velocidad limitante, y bajo estas condiciones la reacción que se promueve es:

$\text{Fe} + \frac{1}{2}\text{O}_2 = (\text{FeO})$  (3) formándose cantidades significativas de óxido de hierro (FeO).

En general, en los procesos donde se utiliza una agitación vigorosa, se tiende a producir menos óxido de hierro, a medida que la velocidad de transporte de carbono a la interfase de reacción se incrementa debido a la agitación, se reduce la cantidad de oxígeno disponible para la formación de óxido de hierro (FeO) (31).

## II.7 Control de carbono

El control de carbono es importante, ya que de cierta manera controla el tiempo requerido en el proceso de desgasado para alcanzar el contenido final de carbono requerido. En general, a menores contenidos de carbono en el acero antes de entrar al proceso de desgasado, más corto será el tiempo requerido en el ciclo de desgasado para obtener el contenido de carbón deseado. Por lo que la operación primaria de refinado, se convierte en un compromiso entre la producción de un acero con un contenido de carbono tan bajo como sea posible y minimizar a la vez la cantidad de óxido de hierro (FeO) en la escoria. Los procesos en los cuales se combina el insuflado de oxígeno con gas inerte, se han alcanzado bajos contenidos de carbono, evitando a la vez la oxidación del acero líquido.



## II.8 Contenido de nitrógeno

Los niveles de nitrógeno durante la refinación primaria, están controlados por la evolución del monóxido de carbono (CO) el cual es el producto primario de la descarburización, durante casi todo el tiempo de insuflado con oxígeno. La agitación vigorosa debida a la evolución del monóxido de carbono (CO) sirve para remover la mayor cantidad del nitrógeno en solución del acero líquido. Cuando el proceso de descarburización está por finalizar, se puede introducir aire en la olla de refinación, provocando una renitrogenación.

Sin embargo, como ya se mencionó anteriormente el desgasado al vacío no es un método efectivo para remover el nitrógeno que contiene el acero líquido, ya que la velocidad de remoción de este elemento está normalmente controlada por una reacción química lenta sobre la superficie líquida del acero. Por lo general, se espera una remoción de nitrógeno del 30%, pero si el nivel de este elemento en el acero, es particularmente bajo al entrar al desgasador, no ocurrirá ninguna remoción de nitrógeno, donde el nivel de entrada es de 25 ppm aproximadamente.

## II.9 Clasificación de los aceros IF.

A) Basándose en la composición química los aceros IF

Los aceros libres de elementos intersticiales (acero IF), se caracterizan por tener una excelente deformabilidad en frío y resistencia a envejecerse, por lo que son ideales para la fabricación de láminas, las cuales pueden presentar resistencia mecánica con valores moderados a altos en su resistencia mecánica. Para poder

satisfacer los diferentes requisitos que se demandan de las láminas de acero IF, fue necesario un ajuste en la composición química.

Los aceros IF, se han clasificado:

Aceros IF estabilizados con titanio

Aceros IF estabilizados con niobio

Aceros IF estabilizados con titanio y niobio (5).

Los aceros IF estabilizados con Ti.

La adición del titanio, se realiza con el propósito de fijar elementos intersticiales tales como el carbono y nitrógeno, la fijación de estos elementos mejora significativamente el valor de Lankford (R) (21). La cantidad de titanio, necesaria para obtener un excelente valor de  $R \geq 2$ , Se puede obtener de acuerdo con las siguientes ecuaciones, las cuales determinan las cantidades de titanio efectivo  $Ti^*$ , de titanio en solución [Ti], de titanio como precipitados  $TiC$  (24). Debido a que se asume que la mayoría del azufre, nitrógeno y carbono son estabilizados como compuestos de titanio:

$$\text{Efectivo } Ti^* = T - (48/32)S - (48/14)N$$

$$\text{Solución } [Ti] = Ti^* - (48/12)C$$

$$Ti^*/C \gg 1: TiC = [(48+12)/(12)]C$$

$$Ti^*/C \ll 1: TiC = [(12+48)/48]Ti^*.$$

Takechi (5) ha reportado que los aceros (IF) presentan un máximo de 53 % de elongación, cuando la cantidad de titanio es alrededor de 0.01% en masa, a medida que la cantidad de titanio se incrementa, disminuye el porcentaje de

elongación. En el caso de los aceros IF con Nb + Ti (i.e. 0.01% Nb + 0.005% Ti), presentan excelentes valores de ductilidad y de la constante de Lankford (R). En los aceros IF con Nb + Ti, el nitrógeno se fija con el titanio, necesitando alrededor de 0.006% Ti para fijar 150 ppm de N. El aluminio o el niobio son también utilizados para fijar al nitrógeno. Sin embargo, el TiN tiende a precipitar a temperaturas más elevadas que las del AlN o el NbN, con una pequeña densidad de precipitados, lo cual es favorable para prevenir el deterioro en la elongación. Por lo que se ha concluido que las adiciones del titanio son preferibles para la fijación del nitrógeno desde el punto de vista de retener la ductilidad del producto final (25). El resto del carbono es de alrededor de 10 ppm, el cual será fijado por el Ti, donde alrededor de 0.004% de Ti es necesario para tal propósito. De acuerdo con la cantidad mínima de titanio del 0.010%, el 0.006% del Ti se consume durante la fijación del nitrógeno y el 0.004% es utilizado para fijar al carbono.

Los aceros IF estabilizados con Ti se han desarrollado y utilizado ampliamente como una lámina de acero endurecido por horneado (acero BH), debido a su buena formabilidad y alta resistencia. Generalmente un acero BH, contiene una pequeña cantidad de carbono y nitrógeno, y es controlada con el propósito de retener unas cuantas ppm de carbono en solución mediante la adición de una pequeña cantidad de Ti y recociendo a una temperatura conveniente. Sin embargo, el control de la precipitación no es fácil, debido a que los aceros BH tienen pequeñas cantidades de C, N y Ti aun en solución sólida y sus precipitados son severamente afectados por los tratamientos térmicos.

En los aceros IF estabilizados con titanio, los sulfuros como; MnS, TiS y  $Ti_4C_2S_2$ , precipitan en conjunto con el TiC y el TiN, especialmente el carbosulfuro de titanio,  $Ti_4C_2S_2$ , el cual precipita durante el recalentamiento de los planchones, este juega un papel importante en el control de los átomos de soluto de carbono.

La estructura cristalina del  $Ti_4C_2S_2$  fue estudiada primero por Lui (25) y Kudielka (26), quienes identificaron un sulfuro, el cual precipitaba en aceros estabilizados con titanio como  $Ti_4C_2S_2$  y no como  $Ti_2S$ .

En base a estudios realizados, se sabe que en los aceros IF estabilizados con Ti, existen varios tipos de precipitados tales como el TiN, TiS,  $Ti_4C_2S_2$  y el TiC, los cuales influyen en las propiedades mecánicas de estos aceros.(25)

Con respecto al comportamiento de la precipitación de compuestos de titanio, se han llevado a cabo investigaciones (25), y como un resultado de éstas se han reportado sus constantes de solubilidad (26). En contraste con el gran número de estudios realizados a los precipitados ricos en titanio, el número de estudios sobre el comportamiento de precipitación de los sulfuros y su influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros al titanio es limitado. Los aceros libres de elementos intersticiales, son aceros en donde generalmente el carbono restante así como el nitrógeno en solución ha sido removido de la solución sólida durante la formación de precipitados, mediante la adición de Ti, con el propósito de obtener una alta estampabilidad y propiedades de no-envejecimiento en los productos planos (como láminas). Los contenidos atómicos de Ti son básicamente mayores a los de C y N debido a que el carbonitruro es usualmente un compuesto estequiométrico con una relación de 1:1. Sin embargo, el comportamiento de la

precipitación durante el laminado en caliente o el recocido, tiene una fuerte influencia en las propiedades de las láminas de los aceros IF. Por ejemplo, se ha reportado que las condiciones de los precipitados y carbono en solución en bandas, cambian durante el recalentamiento del planchón (28), el laminado en caliente (29), con la temperaturas de enrollado, también se modifica el tamaño de grano y la textura (30).

El acero IF, presentan una buena deformabilidad en frío, reflejada particularmente por su bajo límite de fluencia. Un papel muy importante, lo juega la elongación uniforme y la textura de recristalización, la cual se expresa mediante el valor de  $(R)$ . El límite de fluencia está influenciado por la ausencia de átomos intersticiales disueltos y también por los siguientes parámetros:

- a) El contenido de elementos que causan el endurecimiento por solución sólida.
- b) La cantidad y dispersión de precipitados.
- c) El tamaño de grano ferrítico.
- d) Los pasos de laminación.
- e) Porcentaje de recristalización.

B) Basándose en su deformabilidad.

Con respecto a las propiedades mecánicas que se alcanzan en estos aceros, la figura 3 muestra los valores de la constante de Lankford  $\bar{R}$  como una función del por ciento de elongación, para aplicaciones industriales, las cuales van desde la aplicación comercial hasta la de super estampado extra profundo [90]. Como se observa, las láminas de acero IF, dependiendo de su composición química y de

sus procesos: termomecánico, de enrollado y recocido, pueden presentar valores de la constante de anisotropía plástica o constante de Lankford  $\bar{R}$  que van desde 1 hasta ~ 2.4. Así mismo, los valores de elongación en pruebas de tensión van desde un 35 a un 54%. Si las láminas de acero recocidas caen dentro de este intervalo de valores de la constante de Lankford y de elongación, entonces tienen una aplicación en la industria automotriz y en la de línea blanca.

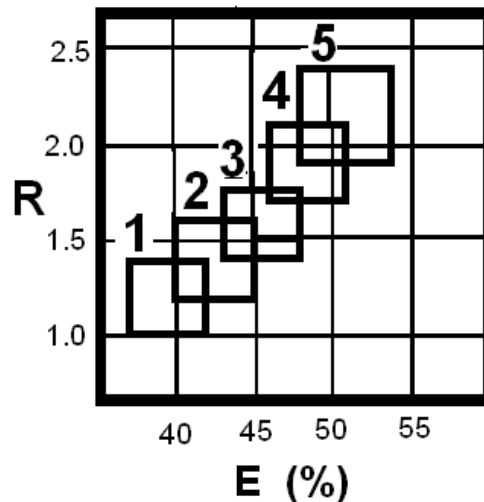


Figura 3. Clasificación de aceros en base a su deformabilidad.

1. calidad comercial, 2 estampado, 3 estampado profundo, 4 estampado extra profundo, 5 super estampado extra profundo.

Para alcanzar estas propiedades, aparte de caracterizar la microestructura del acero ultralimpio, se necesitó conocer, el efecto de las temperaturas de inicio y fin de laminación, así como las temperaturas de enrollado. De los antecedentes de la literatura, la figura 4 presenta los valores de R y % E en función de la temperatura final de laminación [103].

Como se puede observar en la figura 4, se reportan valores de la constante de Lankford mayores a 2, cuando la temperatura de inicio de laminación está en un

intervalo de 1100 a 1250 °C. Así mismo se observa que los valores de elongación alcanzan valores mayores al 50%, cuando la temperatura de laminación es mayor a 1100 °C. Estas temperaturas de laminación son dependientes de la composición química del acero.

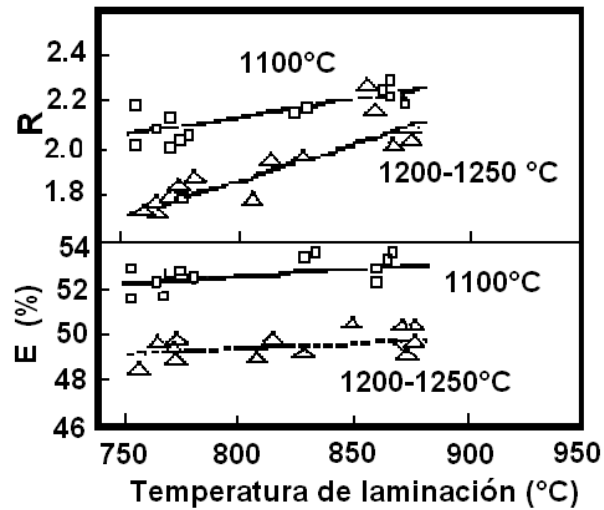


Figura 4. Efecto de la temperatura de laminación en los valores de elongación y la constante de Lankford R.

Los aceros IF, laminados en frío se clasifican formalmente, por su valor de Lankford (valor R) y su valor total de elongación, denominándose los grados CQ (calidad comercial), DQ (calidad de estampado), DDQ (calidad de estampado profundo) y EDDQ (calidad de estampado extraprofundo). Recientemente se agregó un grado del tipo SEDDQ (calidad de súper estampado extraprofundo), del cual se ha incrementado la demanda por parte de la industria automotriz, debido a las exigencias tecnológicas y comerciales de los consumidores. De tal manera que hoy en día, se requieren láminas con valores de R o constante de Lankford  $\geq 2.0$  y valores de elongación superiores al 50% (15).

Constante de Lankford R

Es una medida de la anisotropía plástica de una lámina, de un acero laminado. Este valor es empleado extensamente como un indicador de la formabilidad de láminas de acero recristalizado.

El cálculo de R se realiza considerando que **x** y **y** son las direcciones de las coordenadas en el plano de laminación y **z** es la dirección del espesor de la lámina, el valor-R está dado por la relación de la deformación plástica en el plano  $\epsilon_{xy}^p$  y la deformación plástica en la dirección  $\epsilon_z^p$  a través del espesor.

$$R = \frac{\epsilon_{xy}^p}{\epsilon_z^p}$$

En la práctica, se toma el valor de tensión al 20% de deformación. Para láminas metálicas, el valor- R se determina en las tres diferentes direcciones de carga en el plano de laminación ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$  en relación con la dirección de laminación).

El valor-R se toma como valor promedio:

$$\bar{R} = \frac{(R_0 + 2R_{45} + R_{90})}{4}$$

El coeficiente de anisotropía planar o valor-R<sub>p</sub> se determina de la variación del valor-R con el ángulo de prueba respecto de la dirección de laminación. Este valor se define como:

$$R_p = \frac{(R_0 - 2R_{45} + R_{90})}{2}$$



La formabilidad de láminas de acero en estampado profundo está caracterizado por el valor-R, pero el valor- $R_p$  es más apropiado. En los aceros laminados ordinarios,  $R_{90}$  es el mayor y  $R_{45}$  es el menor.

Con el propósito de poder obtener estas propiedades mecánicas, los aceros libres de elementos intersticiales (IF), después de su proceso de laminación en caliente, deberán de enrollarse a una temperatura superior a los 700 °C, al momento del laminado en caliente y después de su laminación en frío deberán recocerse a temperaturas  $\geq 760$  °C. Se ha reconocido que los procesos de recocido continuo, son muy ventajosos, debido a que están libres del problema de adherencia térmica al momento del recocido (16).

#### II.10 Proceso de colada continua

El proceso de colada continua consiste en vaciar el acero líquido a un recipiente distribuidor, el cual tiene la función de controlar la velocidad de vaciado a los moldes de colada continua. Los moldes de cobre se encuentran refrigerados y cuentan con un movimiento oscilatorio para evitar que se adhiera el acero durante su solidificación. Debido a que estos moldes carecen de fondo, cuenta con un dispositivo llamado inoculador, también conocido como barra falsa que consiste en una barra metálica con cabeza desmontable cuya sección corresponde a las dimensiones del lingote. El inoculador posee un movimiento descendente con lo cual se extrae poco a poco el lingote sólido durante el inicio del proceso de colada continua.

La prevención de la contaminación del acero durante la colada continua, es el mayor problema al que se enfrentan los fabricantes de aceros IF. Es fácil causar un incremento en el contenido total de oxígeno, nitrógeno y carbono, durante este proceso si no se tiene el cuidado necesario. Para evitar el incremento de carbono debido a la contaminación se debe tener en cuenta lo siguiente:

a). Reducir el contenido de carbono en los materiales refractarios, con el fin de evitar incrementos significativos de carbono (de hasta 6 ppm), debido a la reacción entre el acero líquido y el material refractario.

b). Eliminar el uso de polvos térmicos que contenga carbón. Así por ejemplo, se ha detectado que el incremento de carbono durante el vaciado del acero de la olla al distribuidor es dependiente del tiempo, estando su valor más alto al inicio de la colada, ya que el acero en el distribuidor estará en flujo turbulento, por lo que generalmente se le añade más polvo térmico. Los polvos térmicos normalmente contienen silicio con cantidades importantes de carbono.

c). Reducir o eliminar el contenido de carbono en los polvos lubricantes con altos contenidos de carbono que se emplean frecuentemente. Por otro lado, no existen problemas mayores durante la solidificación asociados con la colada de los aceros IF, siempre y cuando exista sobrecalentamiento, ya que estos aceros no son susceptibles a los problemas de agrietamiento. Debido a que estos aceros son casi hierro puro, existe únicamente un pequeño intervalo de temperatura donde coexiste el líquido y el sólido (liquidus/solidus), por lo que debe asegurarse que exista un sobrecalentamiento adecuado de acero, con el propósito de mantenerlo en estado líquido durante el transporte al molde.

## II-11 Estructura típica de colada continua.

La estructura resultante de la solidificación del acero IF ultralimpio estudiado en este trabajo consiste básicamente de una estructura característica del enfriamiento de un metal líquido en molde metálico, esta estructura consiste básicamente de una pequeña zona de grano de enfriamiento rápido (grano chill), seguido por granos columnares y al final en el centro del lingote, la presencia de granos equiaxiados, como se muestra en la figura 5.

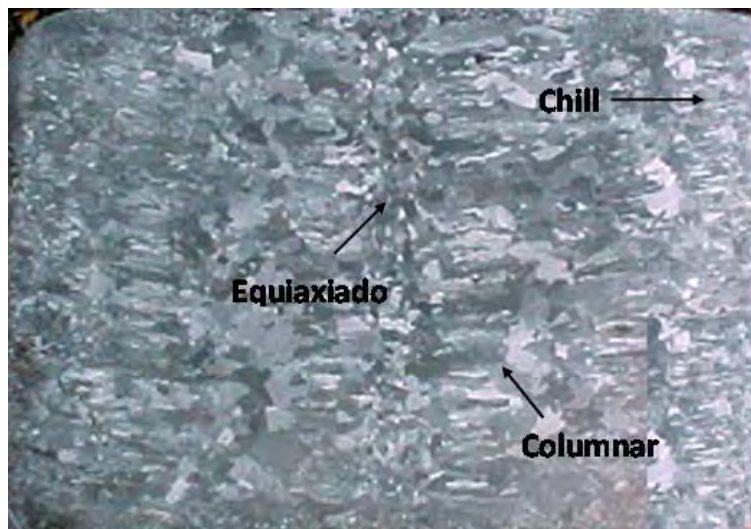


Figura. 5 Estructura resultante de la solidificación del acero ultralimpio solidificado en moldes de cobre recubiertos superficialmente con níquel de la máquina de colada continua.

En lo que respecta a estas estructuras, brevemente se puede comentar que durante la solidificación de un metal líquido en moldes metálicos, se pueden distinguir tres zonas. La primera conocida como grano de enfriamiento rápido (zona chill), se forman granos muy pequeños presentando orientaciones al azar, los cuales nuclean en la superficie cerca del molde, formando una zona equiaxiada externa.

El crecimiento competitivo entre los granos orientados al azar permitirá que aquellos que presenten las velocidades de crecimiento más altas, los cuales dominan la morfología de la interfase (sólido/líquido), guíen a la formación de la zona columnar. Frecuentemente se observa zona equiaxiada en el centro de la colada, principalmente, como un resultado del crecimiento de brazos dendríticos desprendidos en el líquido restante, el cual está ligeramente subenfriado.

Durante el crecimiento columnar forzado (durante el crecimiento del sólido, el flujo de calor se lleva a cabo a través de la región semi-sólida), la temperatura en la punta de la dendrita puede disminuir significativamente por debajo de la isoterma del líquido. Este superenfriamiento en la punta de la dendrita puede deberse a:

- 1) El efecto de curvatura de la interfase sobre el punto de fusión de equilibrio,
- 2) La difusión de calor y/o de soluto desde la punta de la dendrita en crecimiento
- 3) La cinética de interfase.

La importancia de las velocidades relativas de crecimiento de granos columnares y equiaxiados se ha reconocido en años recientes. Actualmente, los modelos de crecimiento pueden predecir la transición entre el crecimiento columnar a equiaxiado. El desarrollo de una zona equiaxiada es dependiente de la presencia de núcleos equiaxiados la cual se ve afectada por las condiciones térmicas de crecimiento en el líquido y la velocidad del crecimiento del frente columnar. El efecto de la composición sobre la transición columnar a equiaxiada aparentemente se debe a la dependencia de la velocidad de crecimiento dendrítico con respecto a la composición.

La convección puede promover el crecimiento equiaxiado debido a la disminución

del gradiente térmico. Las evidencias experimentales sugieren que el crecimiento de granos equiaxiados resultará debido a la formación de núcleos pre-dendríticos durante el vaciado debido a la temperatura del molde (la cual es relativamente baja) y al mecanismo de rompimiento de las dendritas. El criterio de superenfriamiento constitucional da lugar al fenómeno de nucleación heterogénea, el cual es importante solamente cuando un refinador de grano o un substrato (disipador de calor) están presentes (81-88).

## II- 12 Textura

Actualmente se ha establecido (52-55) que la textura de los aceros de bajo carbono laminados en frío consiste de dos principales grupos de componentes. El primero es una textura parcial de fibra denominada textura de fibra  $\alpha$  con direcciones [110] incluyendo los componentes (001), [110]. El segundo grupo es la textura completa de fibra, llamada textura de fibra  $\gamma$ , con planos (111) paralelos al plano de laminación, incluyendo a los sistemas (111) [110] y (111) [112].

Para los aceros IF, se ha observado que en el proceso de laminación en frío por arriba del 80% de reducción, existe un incremento progresivo en los valores de Lankford R, sin embargo, se ha encontrado que estos valores de R también dependen de la composición química del acero y de otros parámetros usados durante su procesamiento.

Por ejemplo, la presencia del carbono y del nitrógeno, tienen una mayor influencia sobre el desarrollo de la estructura y de las propiedades mecánicas en estos

aceros de bajo carbono, dependiendo principalmente de la etapa del proceso que se combinen ambos elementos en el acero.

a.- Cuando están en solución sólida durante la laminación en frío,

b.- Cuando están en solución sólida durante la recristalización.

c.- Cuando están en solución sólida después del recocido,

d.- Cuando se presentan como partículas grandes hasta de 5 micras durante el laminado en frío y

e.- Cuando se presentan en partículas finas, menores a 0.5 micras durante el recocido.

Cuando el carbono se mantiene en solución sólida durante la laminación en frío, puede tener una influencia importante en el desarrollo de la microestructura. Un acero con un alto contenido de carbono intersticial, estará sujeto a una deformación dinámica durante la laminación, generando bandas de deformación. Estas bandas se forman en granos de orientación (111) [112] y llegan a facilitar la nucleación durante el recocido para remover la formación de una orientación (110) a expensas de las orientaciones (111). Se ha descubierto además, que el nitrógeno intersticial produce un efecto similar (56-58).

Las partículas que se encuentran en los aceros, principalmente los carburos y los nitruros de tamaño relativamente grandes, tienen un efecto notable sobre la microestructura. Cuando los carburos de diámetro de entre 0.5 a 10  $\mu\text{m}$  están presentes durante la laminación en frío, provocan regiones localizadas de alta deformación, los cuales puede dar lugar a una nucleación preferencial para la recristalización, logrando un tamaño de grano fino al final del proceso. (58-60).

Las partículas grandes afectan la orientación de núcleos recristalizados provocando, una textura más aleatoria (61-62).

Los factores microestructurales que son favorables para una buena formabilidad de la lámina, (el tamaño de grano, textura, morfología, tamaño de los precipitados, etc.), son obtenidos finalmente a través del recocido. Los tipos de recocido se pueden clasificar como recocido por lotes o continuo (62).

Tradicionalmente el recocido se realizo por lotes, en el cual, varios rollos de lámina son colocados dentro de un horno cubierto que contiene una atmósfera de gas protector, generalmente nitrógeno con 5% de hidrogeno. Este gas se hace circular para promover una mayor transferencia de calor desde la superficie hacia el interior del acero. Las láminas son calentadas generalmente en un intervalo de 650 a 850°C, dependiendo del tipo de acero, por aproximadamente un día o más. Posteriormente son enfriadas a temperatura ambiente por un periodo de varios días.

Al inicio de los 70 aparece el método conocido como recocido continuo, el cual emplea un ciclo de tiempo total de varios minutos (4 min). Este método es el más empleado actualmente en todo el mundo, principalmente en el caso del recocido de lámina con espesores de 1.6 a 2.0 mm. Para favorecer la obtención de una estructura final deseable.

El recocido continuo tiene el potencial de ofrecer de manera más rápida, una lámina con las características requeridas por el cliente. El acero puede presentar propiedades mecánicas más consistentes, homogéneas, mayor formabilidad,

superficies planas, limpias y con costos mucho más bajos, al compararlo con el recocido por lote (63).

El efecto de la temperatura de recocido en los aceros IF ha sido bien establecido, el valor de Lankford **R** se incrementa con el aumento de la temperatura de recocido. La temperatura que generalmente se emplean se encuentran en el intervalo de 760 a 850°C, en el acero estabilizado con titanio el efecto no es muy marcado. Por arriba de los 940°C, el valor de **R** cae drásticamente debido a la transformación que ocurre de ferrita a austenita. Este incremento en el valor de **R** con el incremento con el valor de la temperatura de recocido, se cree que está asociado con el rápido crecimiento de granos con mayor orientación en los planos {111} en relación con otras orientaciones (64-68).

La resistencia, la ductilidad y el valor del exponente de endurecimiento por deformación de (**n**) de los aceros IF con Ti, muestra un comportamiento casi constante a ser recocidos en un intervalo de temperatura de 760 y 850 °C. En los aceros adicionados únicamente con niobio, al aumentar la temperatura de recocido de 750 a 800 °C (69-73). Exhiben una sustancial mejoría en la ductilidad (aproximadamente del 4%), y en el valor de **R** .

Los estudios del efecto de la temperatura de recocido, sugieren que las propiedades de los aceros IF pueden ser mejoradas mediante el empleo de altas temperaturas de recocido, quizás en mayor medida los estabilizados con niobio. Por lo tanto se requieren de altas temperaturas de recocido si se desea obtener una recristalización completa. Además la temperatura de recristalización de los aceros IF disminuye con una disminución de temperatura de recalentamiento y es



sabido que para disminuir en 10°C después de 15 segundos de recocido, se debe incrementar la reducción en frío de 60 a 75% (74, 75).

Sin embargo por razones obvias, en producciones de lámina a nivel comercial, es deseable utilizar temperaturas de recocido lo más bajo posible.

La nucleación preferencial de los granos recristalizados es en el componente {111}, en las fronteras de grano ferrítico inicial trabajado en frío contribuye a la textura de recocido en los aceros IF. En este caso el valor elevado de **R**, es acompañado por granos equiaxiales grandes, pero no por granos elongados, y las texturas de recocido muestran las componentes {554} <225>, {111}<110> y {111} <112> como los predominantes (76, 77).

El titanio disuelto, y los precipitados TiC, TiN, son también de mucha importancia durante la formación de la textura. Tienden a incrementar la temperatura de recristalización e inhiben el crecimiento de grano, por lo que los aceros IF requieren de altas temperaturas de recocido, generalmente temperaturas mayores a los 700°C (78-80).

Por otra parte muchos trabajos han reportado que el carbono tiene un efecto nocivo cuando se encuentra en solución sólida durante el recocido. Con altos contenidos de carbono en solución, existe una disminución gradual de los componentes {111} durante la disminución inicial de los componentes {111} es compensado por un subsecuente aumento de otros componentes, especialmente el sistema de deslizamiento (111) [112] durante las últimas etapas de recristalización.

Cuando los aceros comerciales de bajo carbono son laminados en caliente, generalmente son enfriados y enrollados lentamente, lo cual permite una precipitación casi completa de carbono. Cualquier variación del carbono en solución durante la recristalización es generalmente causada por una variación en la cantidad que se disuelve después del laminado en frío durante el calentamiento de recristalización. Esto depende a su vez del intervalo de calentamiento, el espaciamiento entre las partículas de carburos y de la temperatura de recristalización.

## II- 13 Anisotropía y Textura

Los altos valores de la anisotropía plástica, descritos por el parámetro **R**, es uno de los parámetros empleados para optimizar las propiedades de los aceros libres de elementos intersticiales en forma de lámina. El parámetro de anisotropía plástica para un estado de tensión–deformación esta descrito por la relación del espesor durante la laminación de una placa. La porción de la anisotropía plástica puede calcularse a partir de la textura cristalográfica de la lámina. Los métodos de cálculo de los parámetros de anisotropía plástica se basan en la teoría de Taylor – Bishop - Hill [110-112] y Bunge [112] así como de las aproximaciones basadas en los métodos de monocomentes discretos, tal como el método de elemento finito de la plasticidad cristalina [113].

Desde el punto de vista cristalográfico, la anisotropía plástica se origina a partir de un deslizamiento discreto del cristal en cada uno de los granos que constituyen un material policristalino. La direccionalidad del deslizamiento del cristal con respecto

a un marco de referencia externo, impuesto por el estado actual de deformación, está determinado por la textura, la cual da una relación cuantitativa entre el sistema de referencia del cristal de todos los granos individuales y el sistema de referencia externo ejercido por el proceso.

Esto implica que la cantidad de la propiedad convencional de estampado profundo es únicamente válida para un gradiente de velocidad del tensor. Por lo que se puede esperar que de una textura dada, pueda generar propiedades de estampado profundo para un estado de deformación en particular y puedan generar propiedades muy pobres para otro estado de deformación.

Las propiedades óptimas para los aceros IF se obtienen cuando está presente, en condiciones de tensión–deformación, una textura del tipo  $\{III\}\langle avw \rangle$  o fibra -  $\gamma$ .

La textura se representa en la forma de una función de la distribución de la orientación, la cual se calcula a partir de la figura de polos para planos de bajo, como la que se presenta en la figura 6 para los aceros ultralimpios estabilizados con titanio.

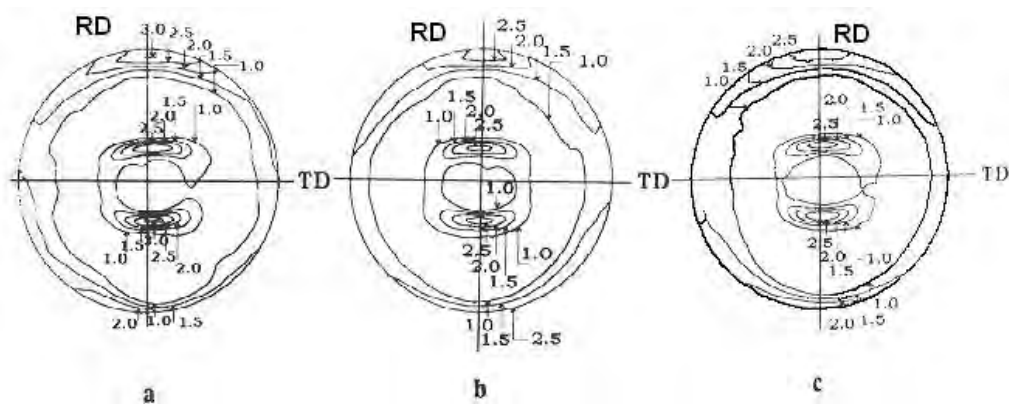


Figura. 6. Figura de polos (111) para los aceros ultralimpios estabilizados con titanio.

(a) IF-30119, (b) IF-42229, (c) IF-40133.

La orientación de un cristal individual se especifica considerando su sistema coordinado, con sus ejes siendo el eje de la celda cristalina. Este sistema cristalino está relacionado uno a otro por los ángulos de Euler,  $\varphi_1$ ,  $\Phi$ ,  $\phi_2$ . Como se muestra en la figura 7. Así por ejemplo la figura 8 presenta el ángulo de Euler para  $\varphi$ , para los niveles 1 a 7 de la figura de polos del acero ultralimpio estabilizado con titanio.

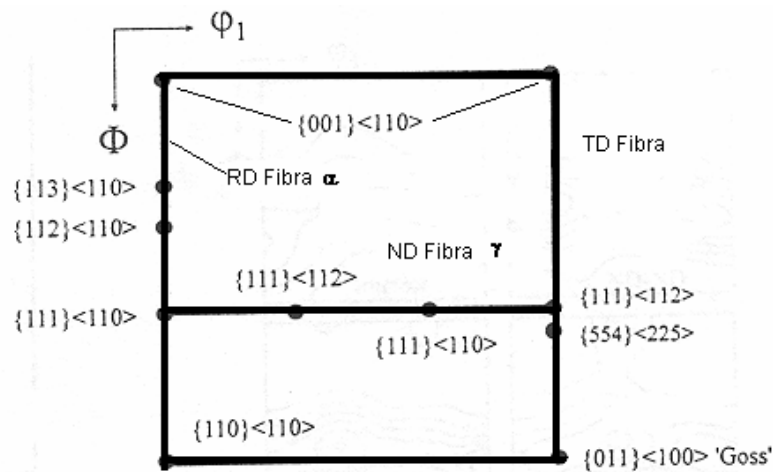


Figura. 7 Ángulos de Euler para  $\Phi$  y  $\phi_1$ .

A parte de permitir una descripción más cuantitativa de la textura que la que se obtiene de la figura de polos, el uso de la función de la distribución de la orientación permite la identificación de fibras de textura así como gráficas cuantitativas de la intensidad a lo largo de esas fibras [114 - 119].

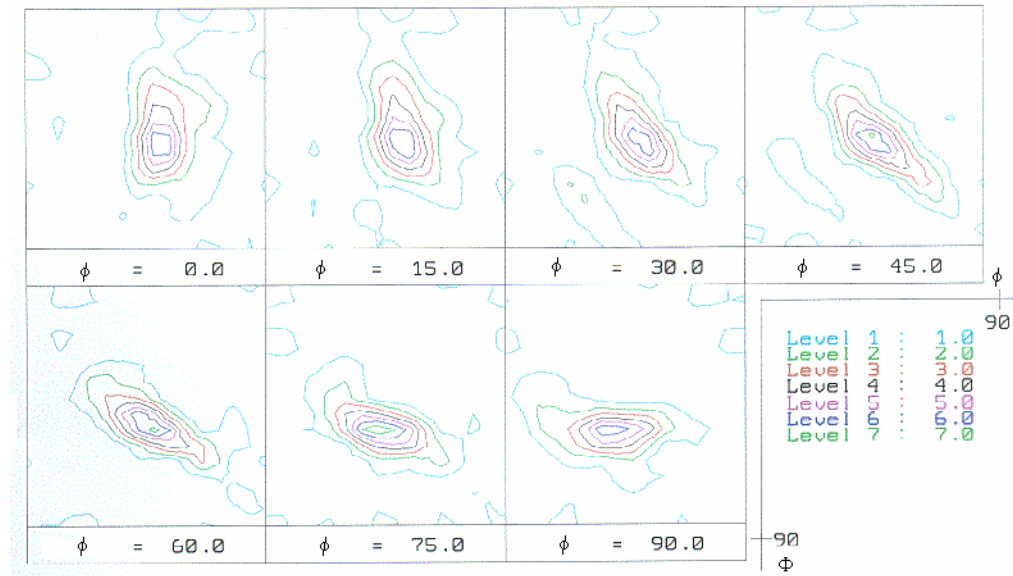


Figura. 8. El ángulo de Euler,  $\varphi_1$ , para los niveles 1 a 7 de la figura de polos del acero ultralimpio estabilizado con titanio.

Por ejemplo la figura 9 muestra una sección a un valor constante de  $\varphi_2 = 45^\circ$  de la función de la distribución de orientación [120], en donde se muestran las fibras más importantes las cuales son la fibra -  $\alpha$ , la cual representa una colección de orientación con el plano {111} paralelo al plano de laminación.

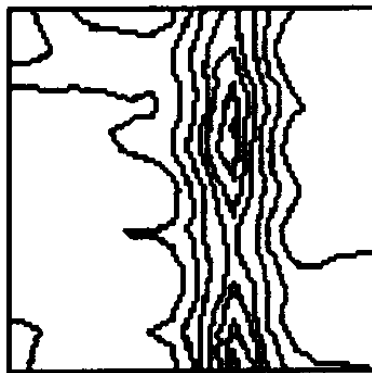


Figura. 9 Sección de la función de distribución de orientación a  $\varphi_2 = 45^\circ$ , para el acero ultralimpio estabilizado con titanio.

Durante la deformación de metales tales como el acero, su deformación puede ocurrir por deslizamiento o por maclado. Por ejemplo, los sistemas de deslizamiento preferidos son en el plano  $\{111\}$ , el cual se desliza en la dirección  $\langle 110 \rangle$ . El maclado ocurre en el sistema  $\{111\}\langle 112 \rangle$ .

La figura 9 nos muestra una sección a un valor constante de  $\varphi_2 = 45^\circ$  de la función de la distribución de orientación para el acero libre de elementos intersticiales en la condición de recocido a  $780^\circ\text{C}$ , en donde se observa que el proceso de recocido causa una cuasi-poligonización de los granos en la fibra -  $\gamma$   $\{111\}\langle 110 \rangle$  y  $\{111\}\langle 112 \rangle$  sin encontrar contraste en la fibra -  $\alpha$  en las orientaciones  $\{112\}\langle 110 \rangle$  y  $\{101\}\langle 110 \rangle$ .

### CAPÍTULO III

Desarrollo experimental.

El material a estudiar es un acero ultrabajo en carbono, libre de elementos intersticiales estabilizado con titanio, producido por Arcelor Mittal en Lázaro Cárdenas México. El acero se suministró después del proceso de colada continua en forma de planchón, que tenía las siguientes dimensiones 25 cm de espesor con 110 cm de ancho y 250 cm de longitud. De la cual se extrajeron pequeñas placas de la parte central del planchón, con las siguientes dimensiones 3.0 cm espesor, 8.0 cm ancho y 21 cm largo. Como se muestra en la Fig. III.1



Figura.III.1 Placa identificada como G-2, se realiza la caracterización metalúrgica del acero en condición de colada continua.

Se utilizaron aceros IF de 3 coladas diferentes, estabilizadas con titanio las cuales son identificadas como G1, G2 y G25.

### III. Composición química de los aceros IF estabilizados con titanio

El análisis químico de los aceros IF estabilizadas con titanio, se realizo por Espectrometría de Emisión Óptica Marca Spectro, Modelo SpectroLab, ubicado en el Lab. 002 Ed. D, Depto. de Ingeniería Metalúrgica. Facultad de Química, UNAM.

Tabla III.1 Composición química de los aceros ultra limpios (% en masa).

Elemento	IF- G1	IF- G2	IF- G25
C	0.0017	0.0015	0.0020
Mn	0.0813	0.1124	0.1512
Si	0.0169	0.0144	0.0241
P	0.0098	0.0072	0.0094
S	0.0084	0.0088	0.0165
Al	0.0089	0.0223	0.0427
Nb	0.0000	0.0000	0.0000
Ti	0.0560	0.0623	0.0720
Cu	0.0245	0.0311	0.0133
Cr	0.0074	0.0062	0.0095
Mo	0.0389	0.0387	0.0395
Ni	0.0071	0.0065	0.0075
N <sub>2</sub>	0.0030	0.0048	0.0044
V	0.0000	0.0000	0.0000
Co	0.0013	0.0014	0.0026

#### III.1 Caracterización del acero IF (proceso de colada continua)

Para su caracterización se realizó utilizando los siguientes equipos: microscopio estereográfico (OLYMPUS SZ-PT), microscopio óptico (OLYMPUS PMG- 3) ubicados en el laboratorio de microscopia del departamento de ingeniería metalúrgica Facultad de Química UNAM y microscopio electrónico de barrido



(JOEL JSM-5900 LV equipado con un sistema de microanálisis de energía dispersa de rayos X (EDX por sus siglas inglés) OXFORD modelo ISIS, microscopio electrónico de trasmisión (JEOL JMT-2010) equipos ubicados en el laboratorio de microscopia electrónica conjunto E Facultad de Química UNAM.

En esta etapa del estudio se determina el tipo de granos que está presente en el acero y los precipitados presentes (carburos, sulfuros, nitruros, etc). La muestra de acero se preparó para su estudio metalográfico en forma tradicional utilizando discos de corte de carburo de silicio, las muestras se desbastaron utilizando lijas de diferente granulometría desde la lija 80 hasta lija 2000 de carburo de silicio, el pulido fino se realizó con alúmina de 1 hasta 0.005 micras, terminando el pulido con una suspensión de sílica gel, en paños de pelo corto. El ataque químico para la revelación de la microestructura del acero se realizó con Nital 3 (3 ml de  $\text{HNO}_3$  en 97 ml de alcohol etílico).



.La figura III-2 presenta la microestructura en la condición de colada continua del planchón de los aceros ultra limpios estabilizados con Ti, aquí se identifica la presencia de granos de ferrita ( $\text{Fe-}\alpha$ )



Figura. III-3

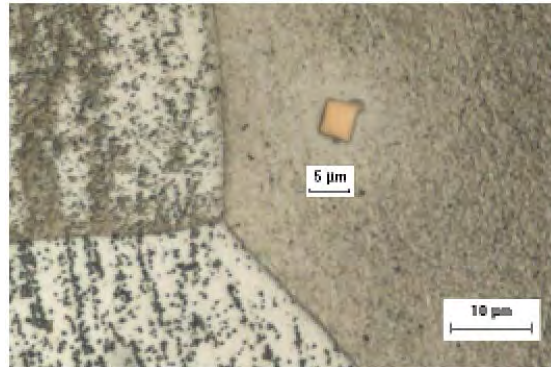


Figura. III-4

Figura. III-3, y figura III-4 Microestructura del acero ultralimpio en la condición de colada. Se aprecian precipitados de titanio con diferentes tamaños distribuidos en la matriz de ferrita. Se aprecian granos de ferrita ( $Fe-\alpha$ ).

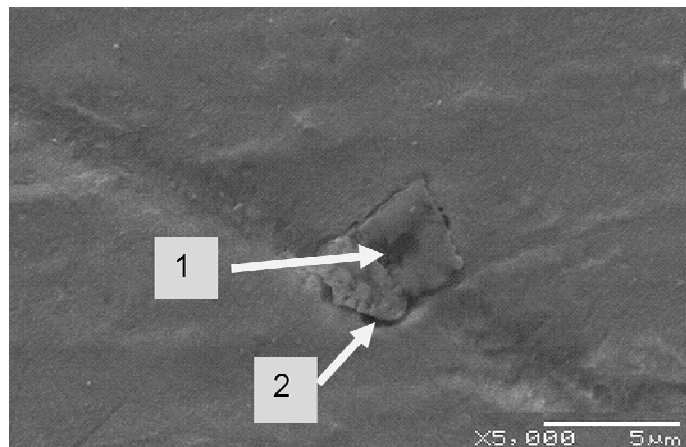


Figura. III-5 Imagen obtenida por microscopio electrónico de barrido (MEB) se observa un precipitado complejo de Ti en la matriz ferrítica del acero.

Con respecto a los precipitados observados tanto en límite de grano como en la matriz ferrítica, estos presentaron tamaños entre 0.1 a 5  $\mu m$ . Con el propósito de identificar su naturaleza, se analizaron por varias técnicas, por MEB con microanálisis (EDX).

Figura III-6 Análisis químico por EDX, se realizó abarcando todo el campo de la imagen (III-5), que corresponde a la partícula y la matriz del acero el cual muestra la presencia de elementos químicos como el carbono, azufre, nitrógeno y titanio los cuales al combinarse formará diferentes compuestos base titanio.

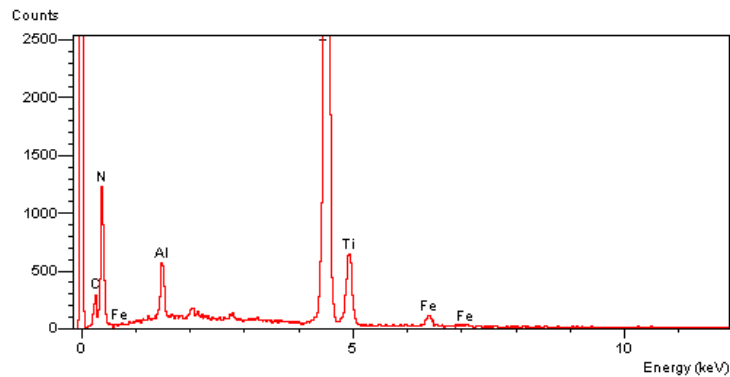


Figura III-6 Análisis químico por EDX de la zona marcada con uno de la partícula de la figura III-5, hay concentración de aluminio en la parte central del precipitado de titanio, formando compuestos de AlN/TiN.

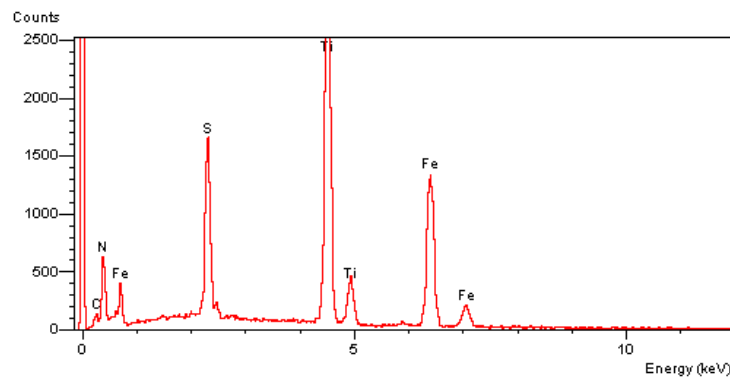


Figura III-7 Análisis químico por EDX de la zona marcada con la flecha con el número dos de la partícula de la figura III-5, muestra concentración de azufre en la parte inferior del precipitado de titanio. Es el sulfuro de titanio.

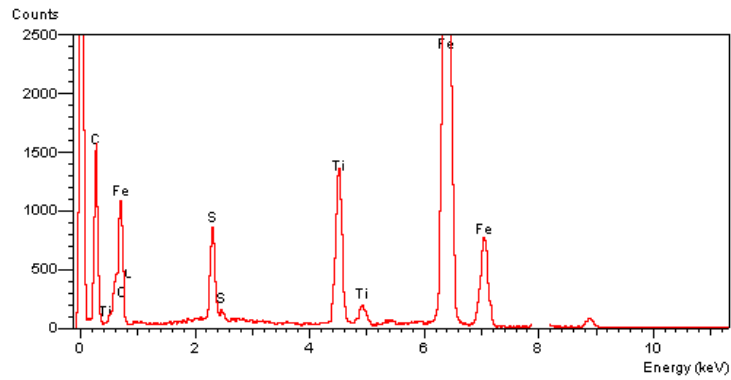


Figura III-8. Microanálisis EDX se realizó el análisis de toda la partícula del precipitado de 5  $\mu\text{m}$ , que muestra S, C, Ti y la matriz Fe, los cuales pueden formar carburos complejos como el  $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$

Mapeo químico del precipitado en el acero IF colada continua.

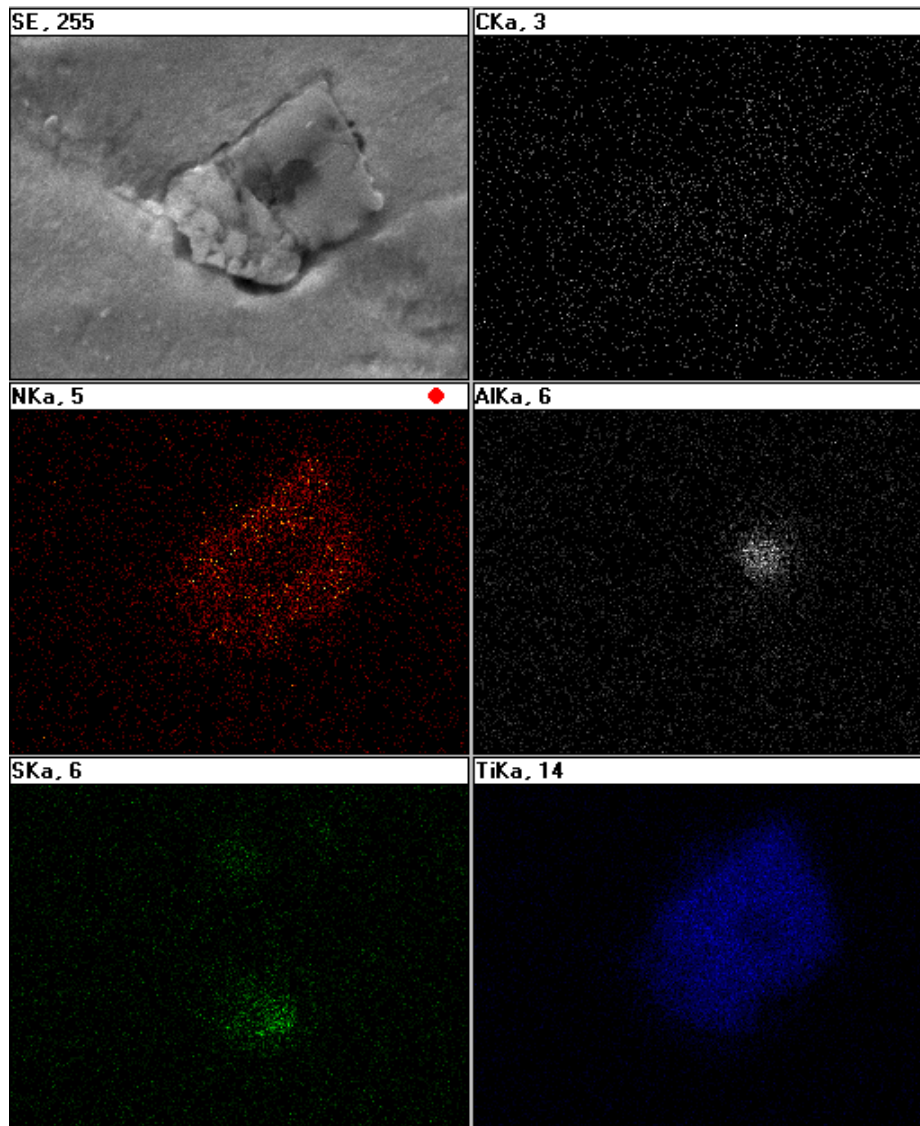


Figura III-9 Mapeo realizado al precipitado rombohedrica de 5  $\mu\text{m}$ .

Se observa la presencia de precipitado de TiN, ya que este se forma a alta temperatura cuando el acero se encuentra en estado líquido, se forma justo cuando se añade el ferrotitanio al acero líquido, en las últimas etapas de refinación del acero en la metalurgia secundaria creciendo a partir del precipitado de AlN.

En la figura III-10, se muestra la imagen modificada utilizando el programa (paint),



la imagen se muestra en su forma de negativo, donde se aprecia con mejor detalle la ubicación y distribución de los elementos químicos que integran el precipitado.

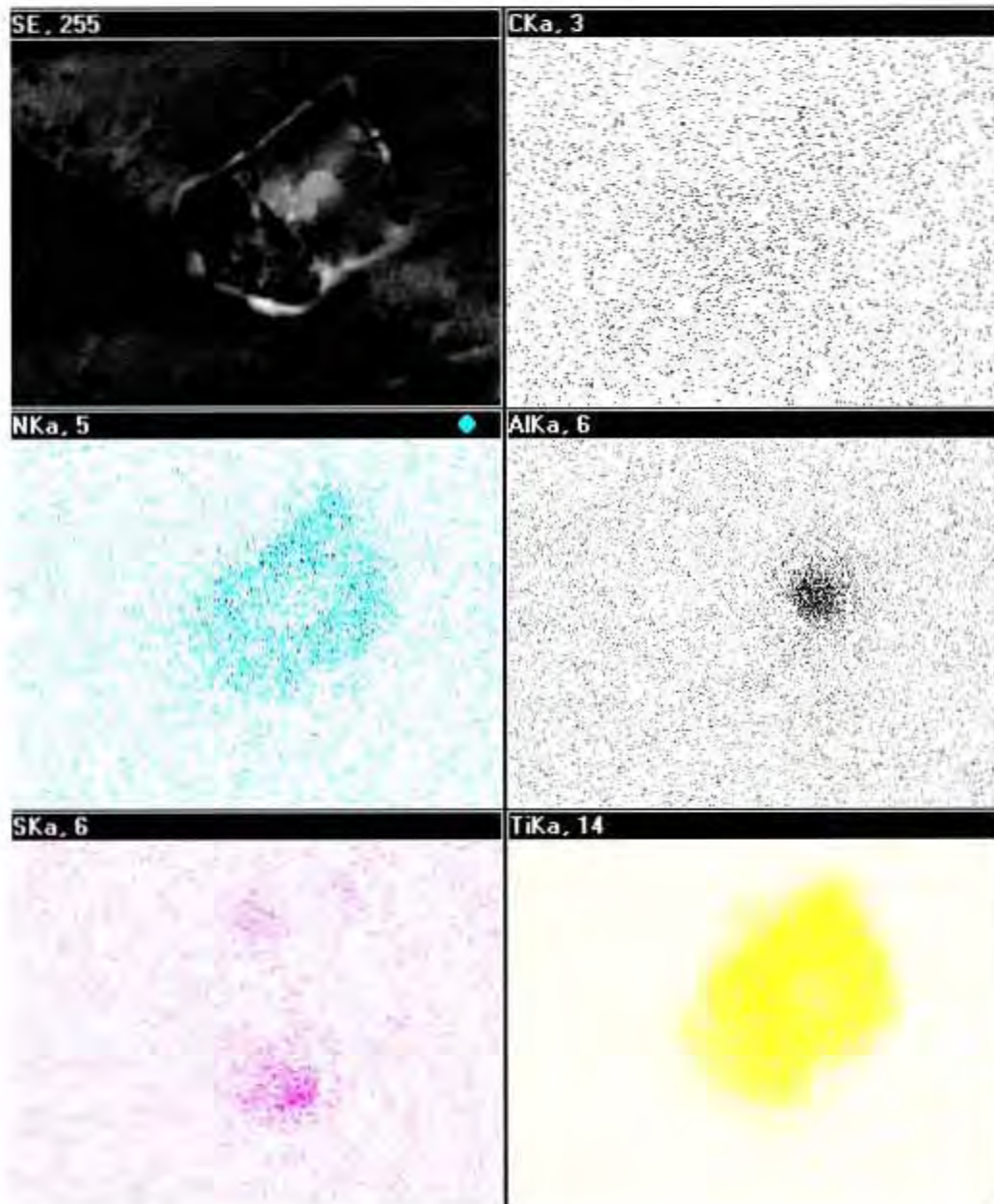


Figura III-10. Imagen en condición negativo del mapeo realizado al precipitado romboédrica de 5  $\mu\text{m}$ .

En la figura III-10. Se muestra la distribución de elementos químicos tales como el

azufre (morado), aluminio (negro), nitrógeno (turquesa), carbono (gris) y titanio (amarillo) presentes en el precipitado base titanio el cual se encuentra en el acero IF de colada continua. Se aprecian los colores amarillo y azul con la misma forma del precipitado indicando una concentración química del TiN, el color morado al centro del precipitado nos indica que el azufre es atraído cuando el acero está en estado líquido, el aluminio de color negro en pequeña concentración en el precipitado el cual fue desplazado por el titanio y una distribución uniforme de aluminio en la matriz de ferrita, el carbono muestra una distribución uniforme en la matriz de ferrita y el precipitado.

### III.2 Proceso termomecánico.

En la figura. III-11 se observa esquemáticamente el proceso bajo el cual son tratados los aceros ultra limpios estabilizados con titanio, procesos de laminación en caliente, bobinado, laminación en frío, recocido y su correspondiente evaluación de las propiedades mecánicas

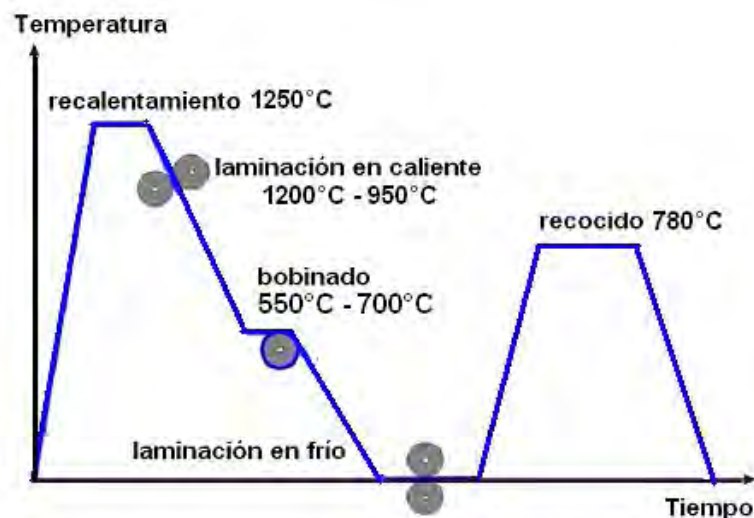


Figura. III-11 Representación esquemática del procesamiento termomecánico, mecánico y de recocido de planchones de acero IF.

### III-3 Proceso termomecánico laminación en caliente.

El proceso de laminación en caliente se realiza en un laminador marca Fem Manufacturing Serie 5" mill, con rodillos para laminación en caliente de 5 pulg de diámetro, cuenta con un módulo de control marca Haley Controls.

El proceso de laminación en caliente del acero IF, inicia cuando el planchón alcanza una temperatura de recalentamiento uniforme de 1250°C en un horno con resistencias de carburo de tungsteno y la laminación del planchón finaliza a una temperatura de 950°C, la cual cumple con la condición de finalizar el proceso de laminado por arriba de la temperatura  $A_{r3}$ . Al finalizar la laminación en caliente, se alcanzó una deformación del 66%.

La laminación en caliente se inicia en una muestra de acero IF con un espesor de 30mm. La temperatura de inicio de laminación 1250°C, a llegar a un espesor final de 10mm. La temperatura final de laminación fue mayor a 950°C temperatura superior a  $A_{r3}$ .

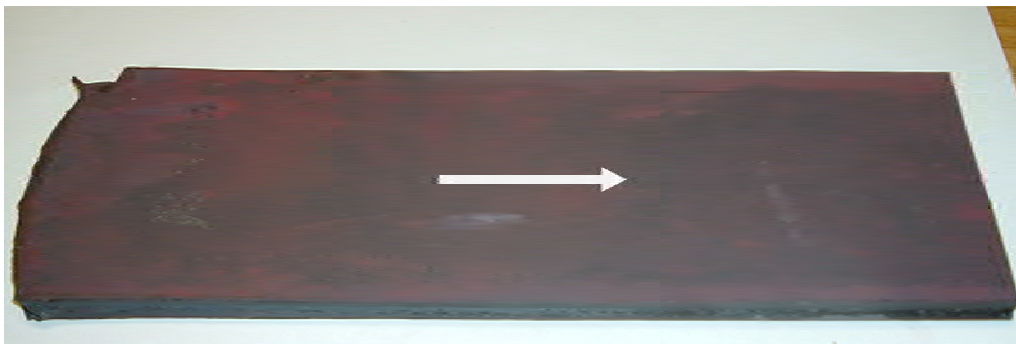


Figura. III-12 Placa de acero IF después del proceso de laminación en caliente, el espesor final de la placa de acero fue de 10 mm lo cual representa una deformación final del 66 %. La flecha indica el sentido de laminación.



Tabla. III-1 Condiciones del inicio y final del proceso laminación en caliente.

Proceso en Caliente	
Espesor inicial:	30 mm
Espesor final:	10 mm
Ancho inicial:	120 mm
Ancho final:	125 mm
Temp. inicial:	1250°C
Temp. final :	950°-930°C
Temp. enrollado:	700°C

El material obtenido después del proceso de laminación en caliente, se caracterizó microestructuralmente utilizando las técnicas de microscopía electrónica de barrido y de microscopio electrónico de transmisión. La identificación de los precipitados formados durante este proceso de recalentado y laminado en caliente, que simulan las condiciones de operación reales establecidas durante el proceso de enrollado a una temperatura de 700°C.

La secuencia de las deformaciones durante el proceso de laminación en caliente el proceso se realizó en 4 pasos, mostradas en la tabla III-2.

Pasos de laminación / espesor inicial (mm)	Reducción de espesor (mm)	% de reducción	% deformación real
1° paso / 30	5	16	18.2
2° paso / 25	5	20	22.3
3° Paso / 20	5	25	28.7
4° Paso / 15	5	33	40.5

Tabla III-2 Describe las deformaciones realizadas entre cada paso del proceso de laminación.

### III-4 Caracterización metalográfica del acero IF laminado en caliente.

La figura III-13 acero IF después del proceso de laminado en caliente, las flechas negras indican los precipitados en límites de grano y en la matriz de ferrita, la flecha blanca indica el sentido de laminación.

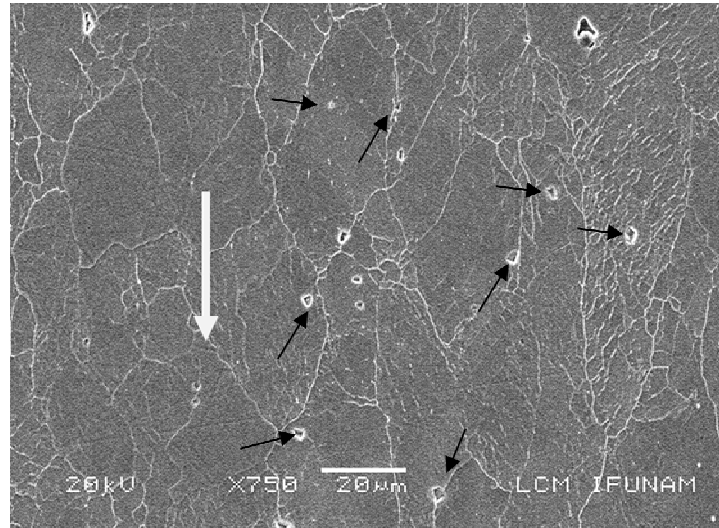


Figura. III-13 Microestructura de la muestra de acero IF. El análisis metalográfico se realizó en un corte longitudinal en la dirección del proceso de laminado.

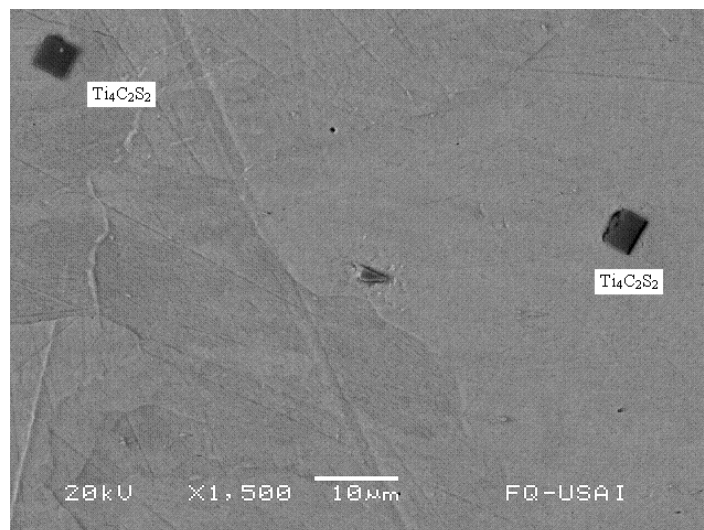


Figura III-14 fotografía por (MEB) de acero IF muestra laminada en caliente en la cual se aprecian precipitados en forma de rombos, geometría característica de los precipitados de titanio.

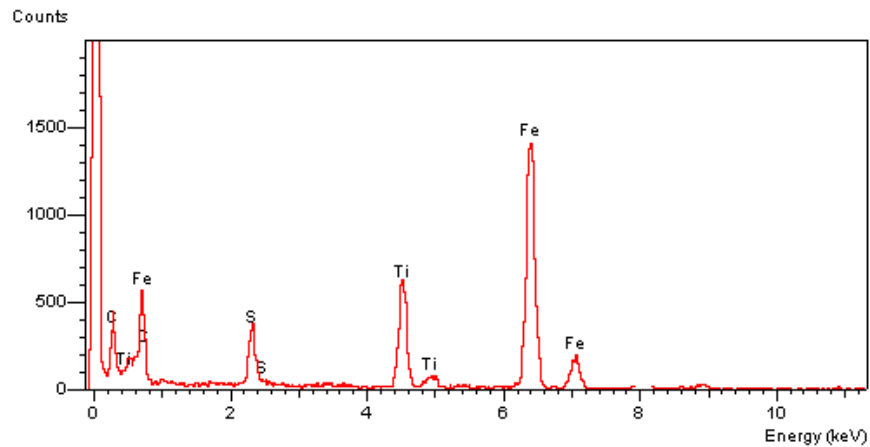


Figura. III-15 análisis químico realizado a los precipitados de la figura III-14. Indica la presencia de carbono, azufre, titanio y hierro de la matriz de la ferrita, con estos elementos se forman el carburo complejo  $Ti_4C_2S_2$

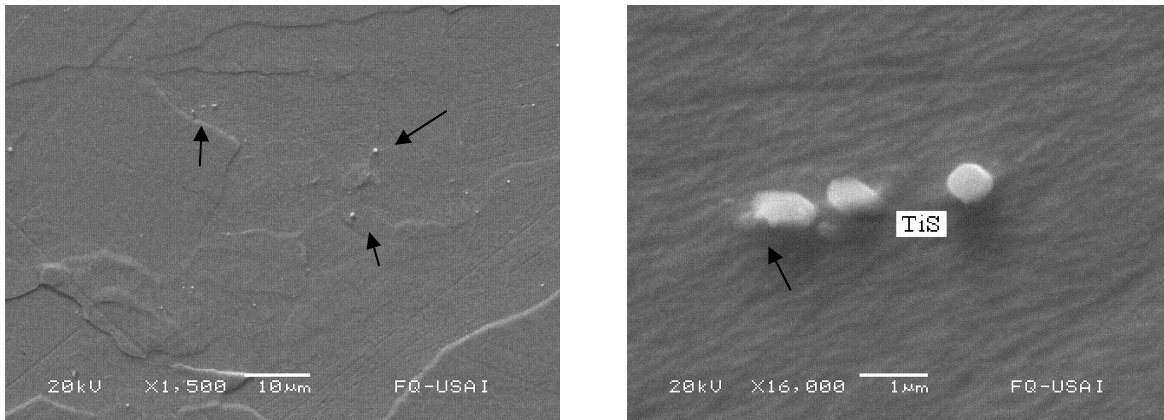


Figura. III-16 fotomicrografía por microscopio electrónico de barrido. (MEB)

Se aprecian precipitados con una geometría semi-esferica a los cuales se les realizo análisis químico por EDX, en el cual indica que corresponde a precipitados de TiS.

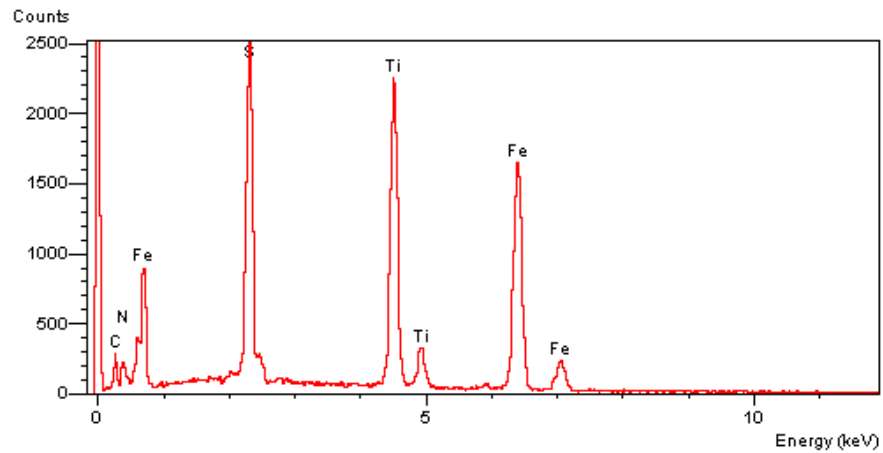


Figura. III-17 análisis realizado a los precipitados de formas semi-esfericas, figura III-16, muestra que los principales elementos químicos presentes son Ti y S los cuales al combinarse forman el TiS.

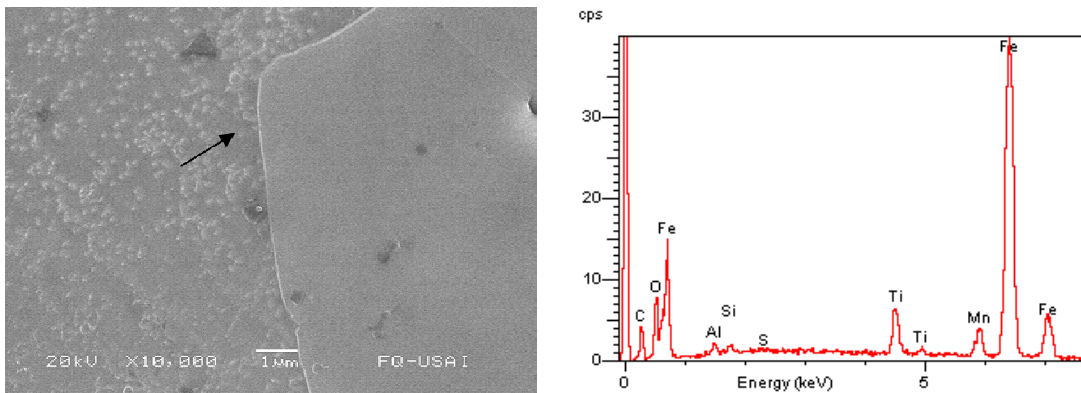
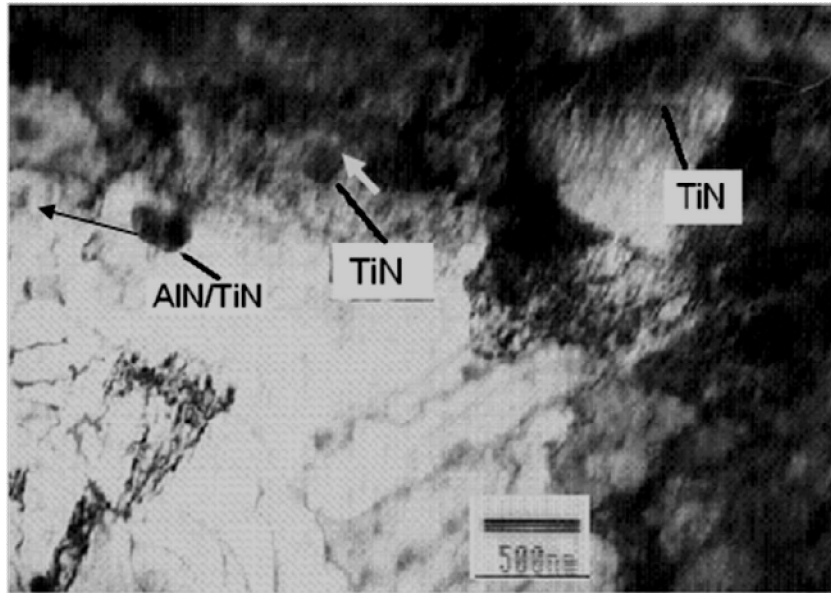


Figura. III-18 fotomicrografía por microscopio electrónico de barrido. Identificación del precipitado TiC los cuales presentan una geometría rómbica.

### III-5 Estudio por microscopía electrónica de transmisión (MET)

Caracterización microestructural de acero IF después del proceso de laminado en caliente, utilizando microscopía electrónica de transmisión.



En la figura III-19 muestra una fotomicrografía por microscopía electrónica de transmisión, en donde se observa la presencia de precipitados de morfología rombohedral (TiN) y globulares (AIN/TiN).

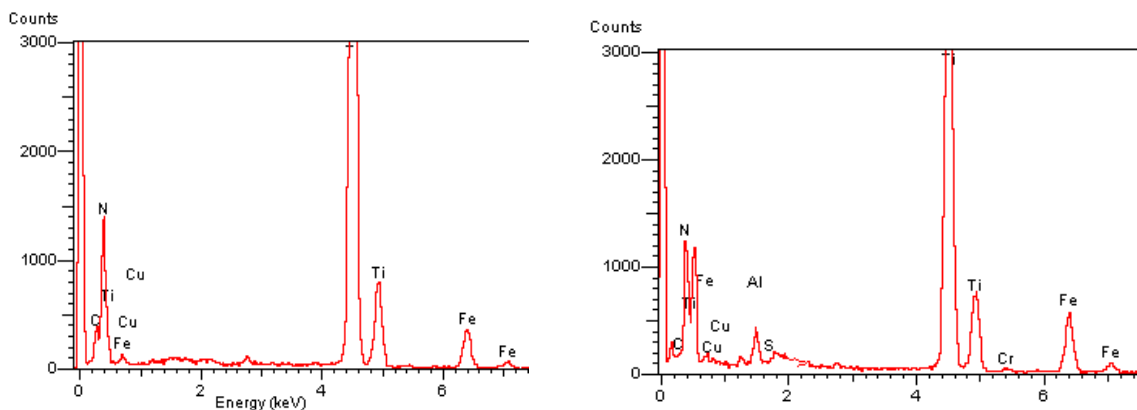


Figura III-20 Análisis por EDX de los precipitados de la figura III-19

El microanálisis por EDX nos confirma que los precipitados presentes en el acero IF corresponde a compuesto de TiN/AIN y TiN.

## Identificación química de los precipitado AlN/TiN

Los precipitados con tamaños  $< 2 \mu\text{m}$  fueron identificados por microscopia electrónica de transmisión como precipitados del tipo TiN y aquellos precipitados  $> 2 \mu\text{m}$  fueron identificados químicamente como precipitados de AlN/TiN,

De acuerdo con la ecuación:

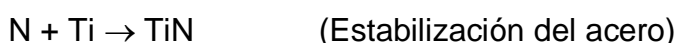
$$\text{Log } (\% \text{Ti}) (\% \text{N}) = -15,200/T + 3.9 \quad (\text{T en K,}) \quad (\text{ref. 89})$$

y a los parámetros del TiN:  $a = 4.24 \text{ \AA}$  cúbico  $d = 1.496 \text{ \AA}$   $hkl = 220$  i.e. para contenidos de Ti y N de 0.061 y 0.003%, respectivamente, la temperatura de precipitación/disolución de estos precipitados será de  $\sim 1700^\circ\text{C}$ , por lo que el TiN se forma cuando el acero está en estado líquido, esto representa una ventaja para la estabilización del acero ultra limpio con titanio, ya que a esta temperatura el acero está líquido, se inicia la remoción de elementos intersticiales tales como el nitrógeno, el cual puede disminuir la propiedad de tenacidad del acero.

Los probables mecanismos de precipitación del TiN son:

- 1) Por combinación directa de átomos de Ti y N y su posterior crecimiento,
- 2) Por una nucleación inicial del Ti en AlN y su posterior crecimiento.

Se puede observar que durante la caracterización de los precipitados de TiN en planchones, se identificó que el TiN nuclea en partículas previamente formadas de AlN (Figura III-9 Mapeo). La explicación a este comportamiento se debe a que el TiN nuclea sobre las partículas de AlN de acuerdo con:



### III-6 Enrollado

Durante la etapa de enrollado de la placa se observó la presencia de precipitados pequeños de morfología globular y facetada. La identificación de estos precipitados, dado su tamaño, se llevó a cabo principalmente por microscopía electrónica de transmisión.

La figura III-21 muestra un campo claro de muestras en la condición de enrollado, en donde se observa en la matriz ferrítica, la presencia de precipitados (señalados con flechas).

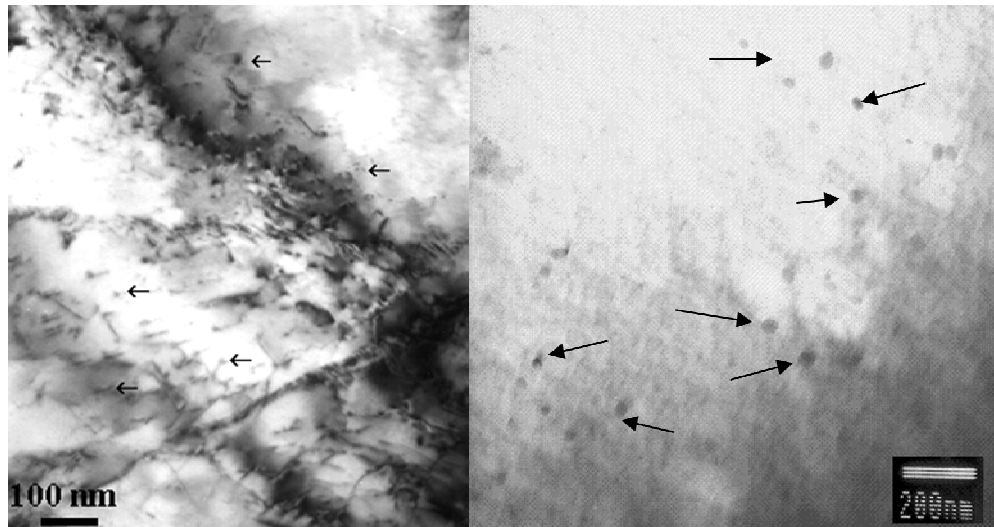


Figura. III-21 Fotomicrografía por (MET). Campo claro del acero ultralimpio enrollado, en donde se señala con flechas, la presencia de pequeños precipitados, identificados por microanálisis químico (EDX).

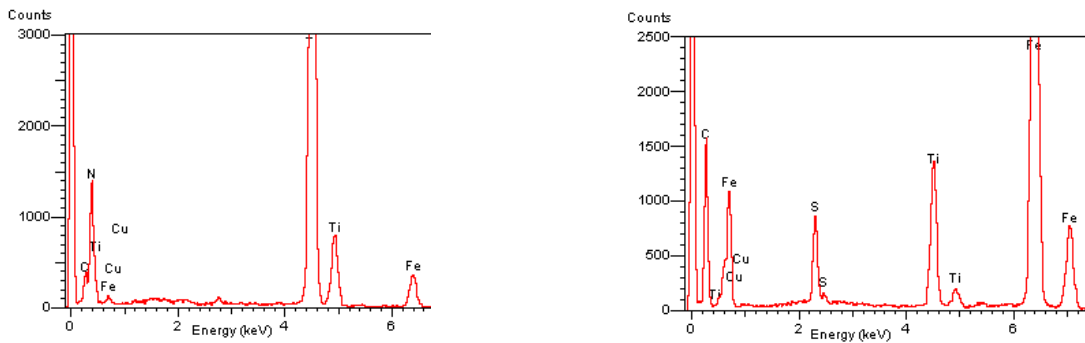


Figura III-22 Análisis químico de los precipitados por EDX por lo cual son identificados como TiN, TiC,  $Ti_4C_2S_2$ .

### III-7 Proceso de laminación en frío.

Después del enfriamiento el acero laminado en caliente la placa se maquinó en ambas superficies para retirar el óxido hasta obtener un espesor de 5 mm.

El proceso de laminación en frío, se realizó en un laminador marca Fem Manufacturing Serie 5" mill, con rodillos para laminación en frío de 5 pulg de diámetro, cuenta con un módulo de control marca Haley Controls,



Figura. III-23 Acero IF después del proceso de laminación en frío con un espesor final de 0.5 mm, se aprecia un buen acabado superficial.



El espesor inicial de la placa de acero IF para el proceso de laminación es 5.0 mm. Al término del proceso de laminación en frío se llegó a un espesor final de 0.5 mm. Secuencia de las deformaciones durante el proceso de laminación se realizó en 5 pasos, indicados en la tabla III-1.

Pasos de laminación / espesor inicial (mm)	Reducción de espesor (mm)	% de reducción	% deformación real
1° paso / 5	1	20	22.3
2° paso / 4	1	25	28.7
3° Paso / 3	1	33	40.5
4° Paso / 2	1	50	69.3
5° Paso / 1	0.5	50	69.3

Tabla III-1 Secuencia de las deformaciones realizadas en el proceso de laminación en frío.

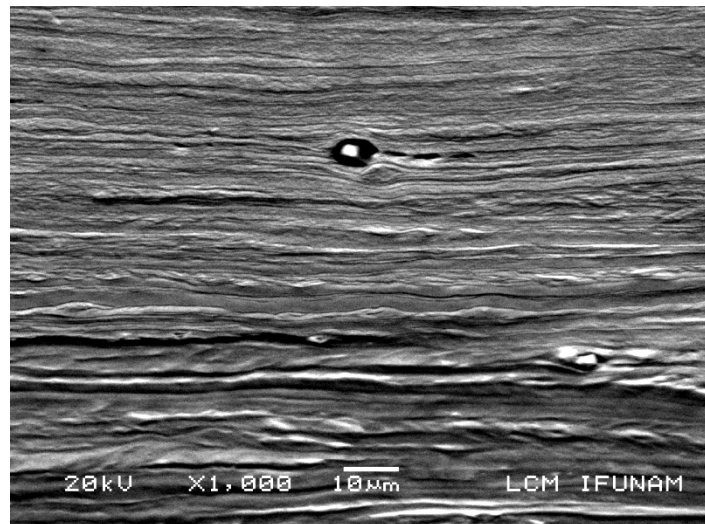


Figura III-24 Fotografía por MEB del acero IF G-1 laminado en frío (1000X) Se aprecia los bandas con una fuerte deformación y precipitados en la matriz.

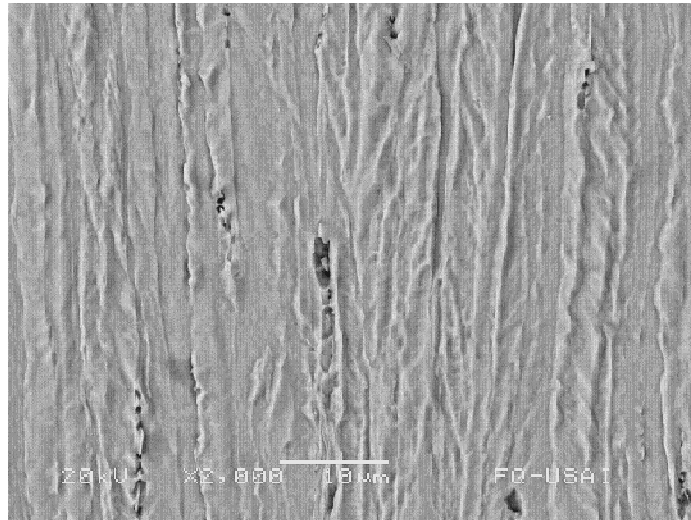


Figura III-25 Fotografía por MEB del acero IF G-2 laminado en frío (2000X)  
Se aprecia las bandas con una fuerte deformación y precipitados en la matriz.

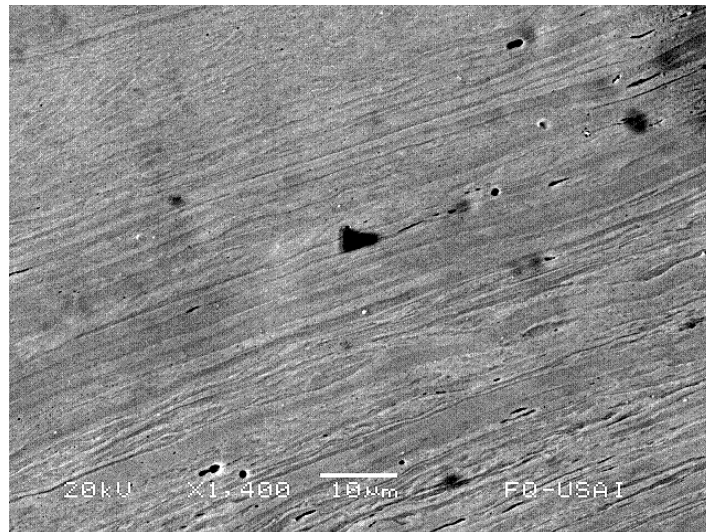


Figura. III-26 Fotografía por MEB del acero IF G-25 laminado en frío (1400X)  
Se aprecia las bandas con una fuerte deformación y precipitados en la matriz.

De las cintas de acero IF obtenidas por el proceso de laminado en frío, se obtuvieron probetas para realizar la prueba de tensión de acuerdo con la norma ASTM – E8.

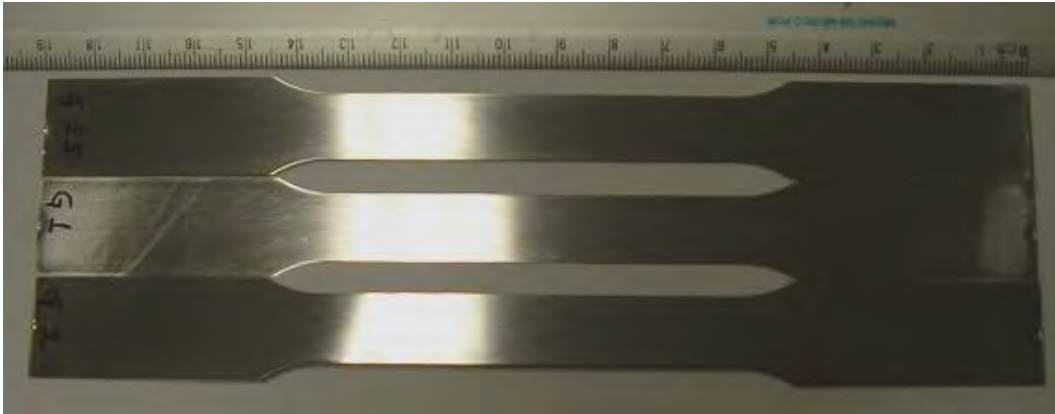


Figura. III-27 Muestra las probetas de tensión para su caracterización mecánica de las tres diferentes coladas de acero IF.

### III-8 Recristalización y recocido

Los aceros después del proceso de laminación en frío, se deben someter a un tratamiento térmico de recocido, ya sea estático o continuo, un aspecto importante a evaluar es la recristalización en función de la temperatura de recocido y sus propiedades resultantes.

La figura III-28 muestra el efecto del contenido de Ti sobre la temperatura de recristalización de los aceros IF reportados en la literatura [102], en la cual se aprecia, que el contenido máximo de Ti, añadido a este tipo de acero, ha sido de hasta un 0.11 % en masa y a medida que el contenido de Ti incrementa, se incrementa la temperatura de recocido para obtener una estructura 100 % recristalizada.

En los aceros bajo estudio, se emplearon contenidos de Ti desde 0.061 hasta 0.075 % en masa y temperaturas de recristalización de 700 hasta los 850 °C.

De acuerdo a esa figura y respecto a los contenidos de titanio utilizados en los aceros bajo estudio, las temperaturas de recocido serían de 700 a 800 °C para los aceros estabilizados con titanio.

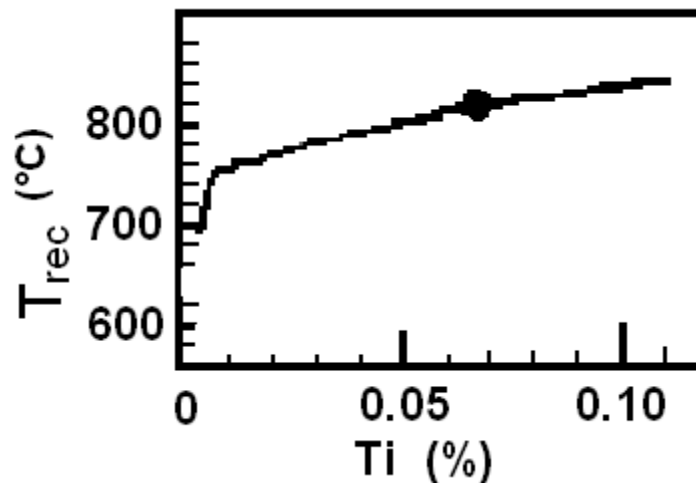


Figura. III-28 Efecto del contenido de Ti sobre la temperatura de recristalización de aceros ultralimpios [102].

Tomando en cuenta la información de la figura III.28 en la cual se relaciona el contenido de titanio entre 0.04 y 0.07 las temperaturas de recocido de los aceros IF, en base a esta figura se determina que la temperatura de recocido debe ser de 780 a 820 °C.

Como se mencionó en el procedimiento experimental, a los planchones de acero ultralimpio estabilizados con titanio, su temperatura inicial de laminación fue de 1250°C y la temperatura final de laminación fue siempre mayor a 950 °C. Inmediatamente, la lámina se dejó enfriar hasta alcanzar una temperatura de

700°C. Posteriormente, las láminas se dejaron enfriar al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente. Durante la laminación en caliente, se alcanzó una deformación promedio de 85 %.

El material laminado en frío se sometió a un tratamiento térmico de recocido para determinar el tiempo de recristalización total y comparando este desarrollo de recristalización con la información reportada en la literatura.

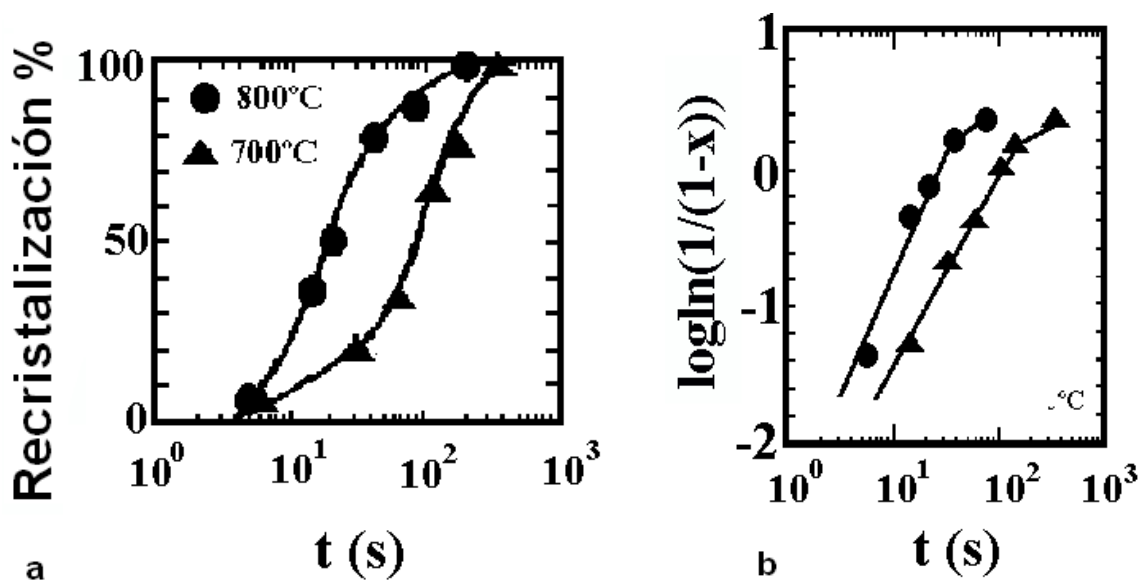


Figura.III-29 (a) Curva de recristalización para el acero ultralimpio estabilizado con titanio, (b) gráfica de  $\log_{10}(1/(1-x))$  en función del tiempo.

La Figura. III-29 muestra las curvas de recristalización de acuerdo con las ecuaciones de Kolomogorov, Johnson, Mehl, Avrami [104].

$x = 1 - \exp(-bt^n)$  donde x es la fracción en volumen recristalizada, t es el tiempo en segundos y a y b, son constantes las cuales están relacionadas con la geometría y la cinética de nucleación y crecimiento.

El proceso de recristalización es complejo como para describirlo únicamente con dos variables. En particular, la inhomogeneidad de la distribución de la energía almacenada y los eventos de nucleación, causan desviaciones de la ecuación de Avrami.

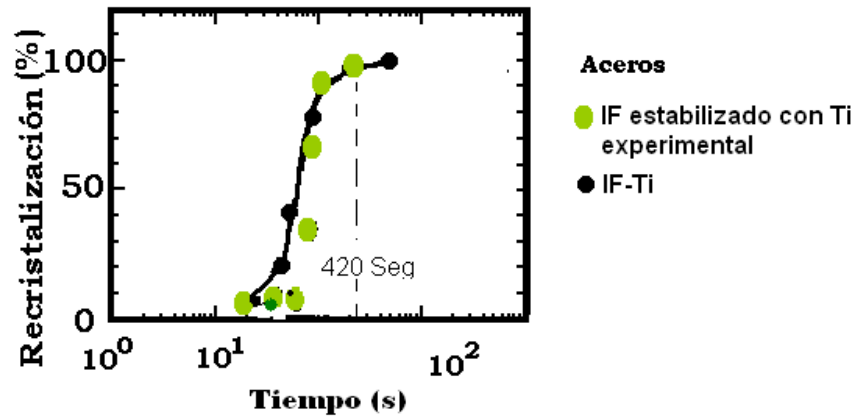


Figura. III-30 Gráfica de recristalización contra tiempo para los aceros bajo estudio y reportados en la literatura (47).

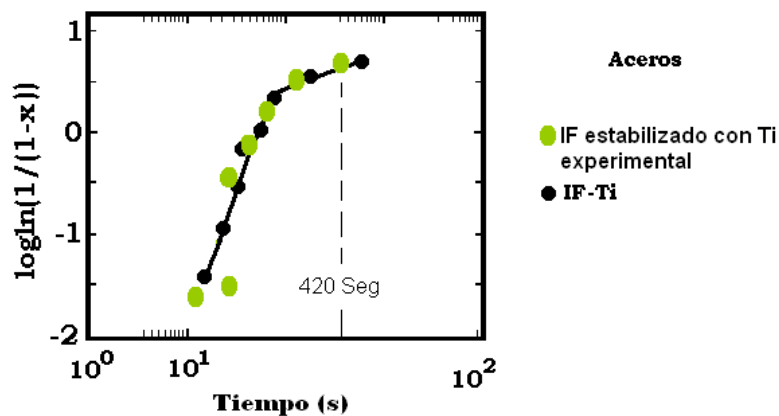


Figura. III-31 Gráfica de  $\log_{10}(1/(1-x))$  contra tiempo para los aceros IF bajo estudio y reportados en la literatura (47).

Como se puede observar en la figura III-31, la curva de recristalización del acero se presenta dos etapas bien definidas, cada una de ellas caracterizada por

diferentes valores de “n” en las primeras etapas de recristalización “n” presenta un valor entre 1.3 a 2.5 y en las últimas etapas de recristalización, el valor de “n” alcanza valores entre 0.220 a 0.279.

W.C. Leslie [75] menciona que la recristalización de los aceros IF procede en dos etapas y que en su última etapa, los valores pequeños de “n” indican que la morfología de los granos recristalizados no es la equiaxiada, se muestra en las figuras III-30 uno de los efectos de estabilizar los aceros con titanio que es la de retardar la recristalización de los aceros deformados.

La figura III-31, presenta el acero IF/Ti, alcanza un 100% de recristalización a un tiempo de 420 segundos. Este comportamiento de 100 % de recristalización de los aceros IF y los diferentes tiempos de recristalización, reportados en la literatura [47], se atribuye, a que los precipitados se forman y distribuyen durante la laminación en caliente, previo a la transformación de la austenita en ferrita, ya que no se observó la presencia de precipitados, en la interfase  $\gamma/\alpha$ , durante su transformación.

Este mismo comportamiento fue observado en las muestras de los aceros ultralimpios del presente estudio. El tamaño de los precipitados, es también consistente con la dependencia de la temperatura del producto de solubilidad de los diferentes elementos estabilizadores. Ya que los precipitados de titanio tienen menos solubilidad en la austenita, por lo que éste precipitará a más altas temperaturas, por lo que tenderá a engrosarse, siendo esta la razón por la cual durante los experimentos, se observaron partículas de TiN de hasta 2  $\mu\text{m}$ .

El efecto de los elementos estabilizadores sobre el proceso de recristalización, se da como un incremento del tiempo requerido para incubar núcleos de recristalización medibles. La dependencia de las altas temperaturas, sobre la velocidad de recristalización en los aceros estabilizados, puede deberse al dragado de soluto o al apilamiento de partículas sobre los límites de grano de gran ángulo, de la placa deformada en frío, el cual deberá de migrar para formar y crecer el grano recristalizado.

### III-9 Recocido de los aceros IF

Secuencia del recocido de material deformado en frío.

En el proceso de recocido de un acero deformado se pueden distinguir tres etapas: restauración, recristalización y crecimiento del grano recristalizado. Durante el recocido cambian las principales propiedades físicas. La pérdida de la resistencia a la tracción viene acompañada de un aumento espectacular de la ductilidad. El mayor cambio en esas propiedades ocurre durante la recristalización, mientras que durante los procesos de restauración y de crecimiento de grano la variación es menor.

#### Restauración

La restauración es la suma de todos los procesos, principalmente de aniquilación y reagrupamiento de las dislocaciones, que no incluye ninguna migración de fronteras de ángulo alto. La influencia que tiene la restauración sobre el proceso de recristalización es ambigua. Por una parte son dos procesos competitivos, ya



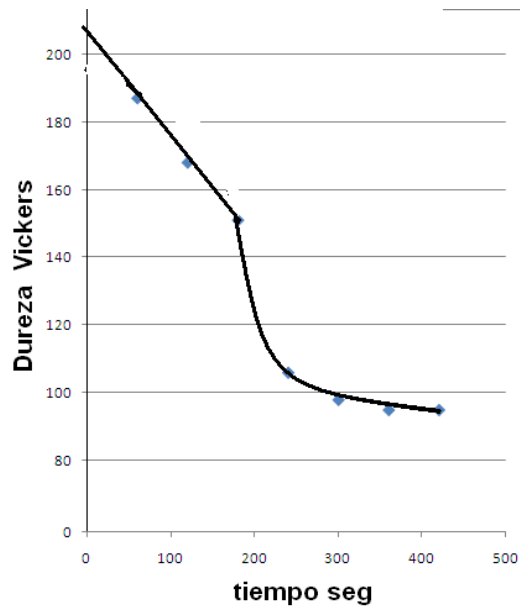
que durante la restauración la estructura evoluciona hacia un estado más estable, lo cual implica que la fuerza motriz para la recrystalización es menor. Por otra parte es un proceso imprescindible para que pueda ocurrir la nucleación de granos recrystalizados por coalescencia o crecimiento de subgrano.

### Recrystalización

La restauración es un proceso relativamente homogéneo, que ocurre a nivel de subgrano y celda y de forma homogénea en todo el material. La recrystalización, por su parte, incluye la nucleación y el crecimiento de nuevos granos con baja densidad de dislocaciones a expensas de los granos deformados. Los nuevos granos crecen por migración de ángulo alto y su orientación puede ser diferente a la de la zona deformada que los rodea. Durante este proceso disminuye considerablemente la resistencia del material, mientras que la ductilidad aumenta.

### Secuencia de la recrystalización de los aceros IF

Se realizaron tratamientos de recocido a diferentes tiempos a temperatura constante de 780 °C, evaluando el avance de la recrystalización con la prueba de microdureza. En La figura III-32 se muestra la curva de microdureza obtenida para el acero IF 25 en función del tiempo de recocido. El mayor ablandamiento es observado en el intervalo de tiempo de 240 a 420 s.



Dureza microvicker vs tiempo de recristalización

La figura III-32 se muestra la curva de microdureza (HV) obtenida del acero IF G-25 en función del tiempo del recristalizado. Un gran ablandamiento se presenta en un tiempo de 240 a 420 s.

Evaluación de la fracción recristalizada en función de la microdureza.

La fracción recristalizada se puede calcular analizando la caída relativa de microdureza Vickers (HV) de acuerdo con la siguiente ecuación.

$$X(T) = \frac{HV_0 - HV_T}{HV_0 - HV_{\text{mínimo}}}$$

Donde  $HV_0$  es la medida de dureza justo antes de que se inicie la recristalización,  $HV_{\text{mín}}$ , es el valor mínimo de dureza registrado 100% recristalización, y  $HV_T$  es el valor de dureza obtenido al tiempo de recristalización del estudio. En la práctica es difícil establecer el tiempo donde acaba la restauración y empieza la recristalización ya que ambos procesos tienden a solaparse.

Tiempo s	Dureza HV	Fracción recristalizada
0	215	0
60	187	23
120	168	39
180	151	53
240	106	90
300	98	97.5
360	95	100.
420	95	100.

Tabla (III-2) La fracción recristalizada empleando la formula de dureza.

Los tratamientos isotérmicos a 780 °C se realizaron a diferentes tiempos, evaluando el avance de la recristalización con la prueba de dureza como se indicó previamente.

Etapas de restauración de la microestructura.

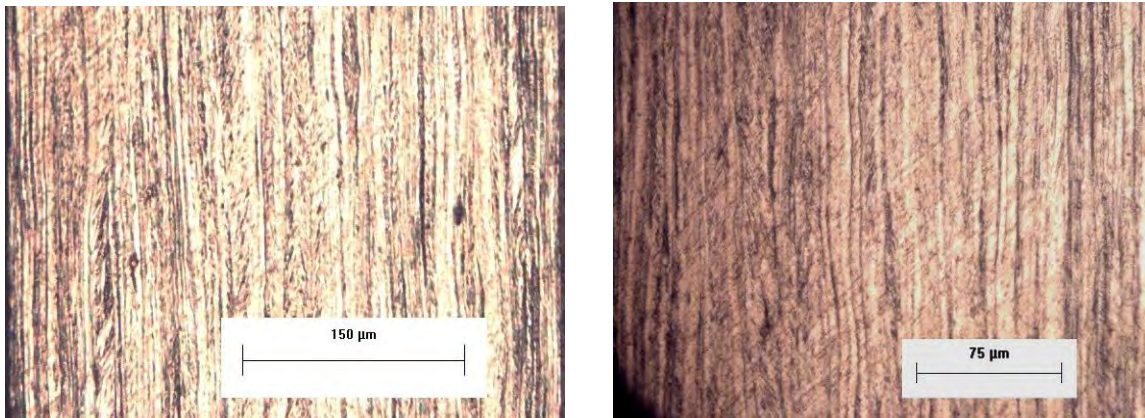


Figura III-33 Fotografía de la estructura del tratamiento de recocido a un minuto a una temperatura de 780°C se aprecian bandas con una severa deformación de ~85% en el sentido de la laminación, estas bandas se ha clasificado en la literatura especializada [113] como (bandas alfa ( $\alpha$ ) y bandas gama ( $\gamma$ )). En este tiempo se estima inicia la etapa de restauración, la estructura evoluciona hacia una microestructura más estable. Presenta una dureza de 187 Vickers.

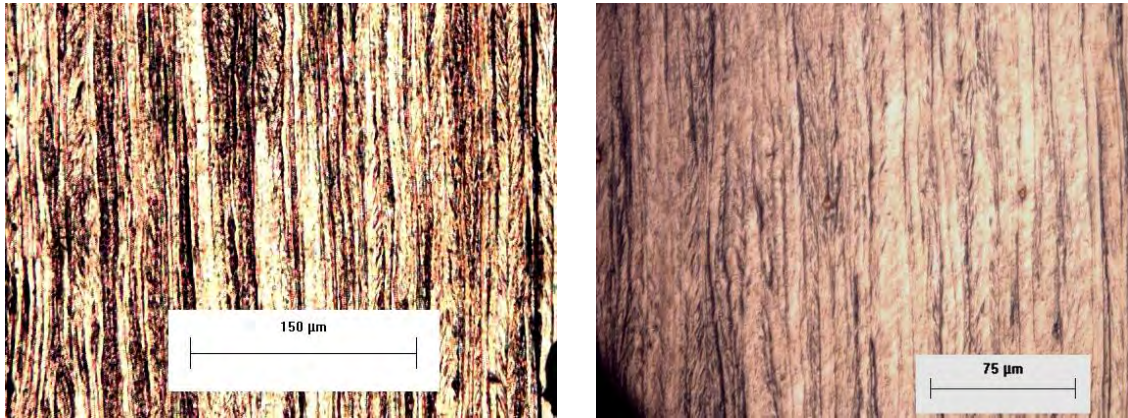


Figura III-34 Fotografía Tratamiento de recocido a dos minutos a una temperatura de 780°C, se aprecian bandas de gama y alfa con una severa deformación 85% en el sentido de la laminación.

En la Fotografía III-34, continua la etapa de restauración la recristalización evoluciona hacia una estructura más estable, se aprecia un ancho de bandas el cual indica el inicio de la nucleación etapa indispensable para dar inicio a la etapa de recristalización, se observan precipitados de titanio no hay granos recristalizados. Presenta una dureza de 168 Vickers.

Etapa de recristalización

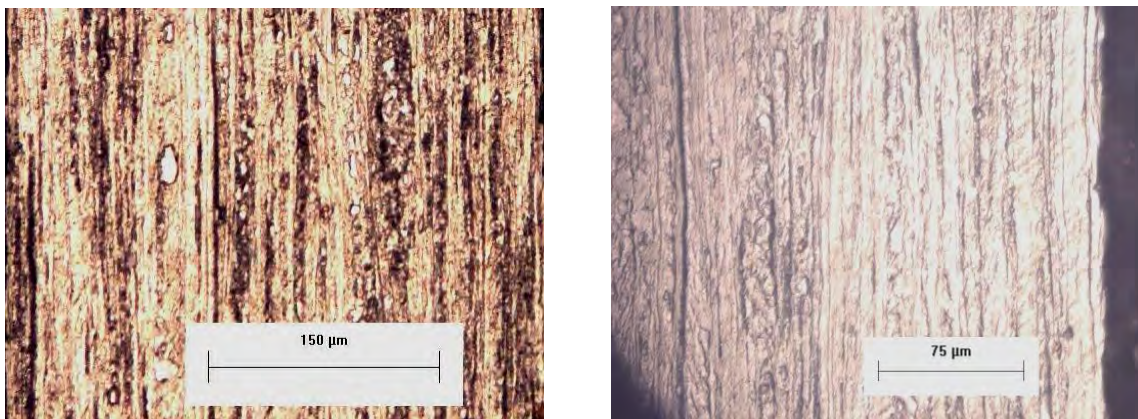


Figura III-35 Fotografía Tratamiento de recocido tres minutos a una temperatura de 780°C.



En la Figura III-35, se aprecian bandas con una severa deformación en el sentido de la laminación, continua la nucleación, aparece el inicio de la recrystalización, generando nuevos granos con baja densidad de dislocaciones a expensas de los granos deformados, el inicio de granos recrystalizados en zonas preferenciales ubicados en las bandas gama que presenta un aspecto rugoso, precipitados de titanio presenta una recrystalización del 10 %. Presenta una dureza de 151 Vickers.

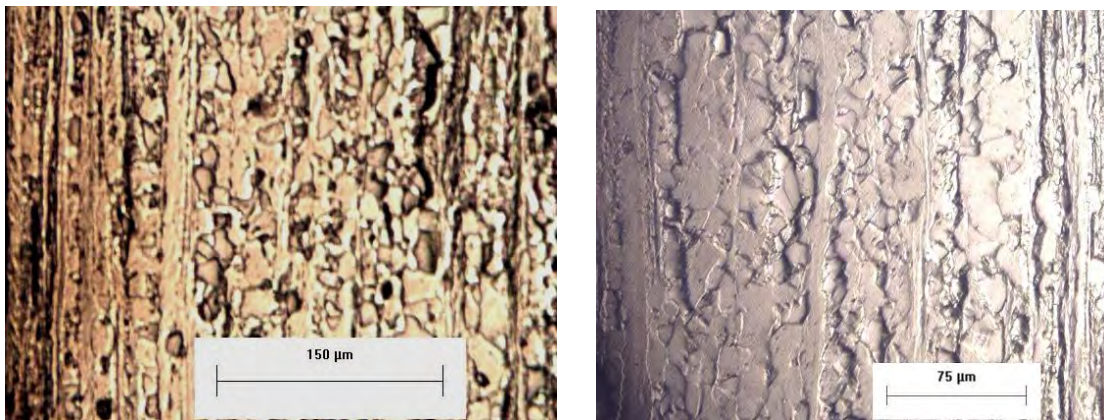


Figura III-36 Fotografía de la estructura del acero IF con tratamiento de recocido de cuatro minutos a una temperatura de 780°C,

Se observan bandas en las cuales se forman nuevos granos, que se ubican en las bandas con una severa deformación, granos recrystalizados del tamaño de las bandas de deformación inicial, bandas con una severa deformación en los cuales no se ha iniciado la etapa de recrystalización, a estas bandas alargadas y angostas con aspecto plano, se han nombrado bandas alfa. Hay presencia de precipitados de titanio, presenta una recrystalización del 75% y una dureza de 106 Vickers.

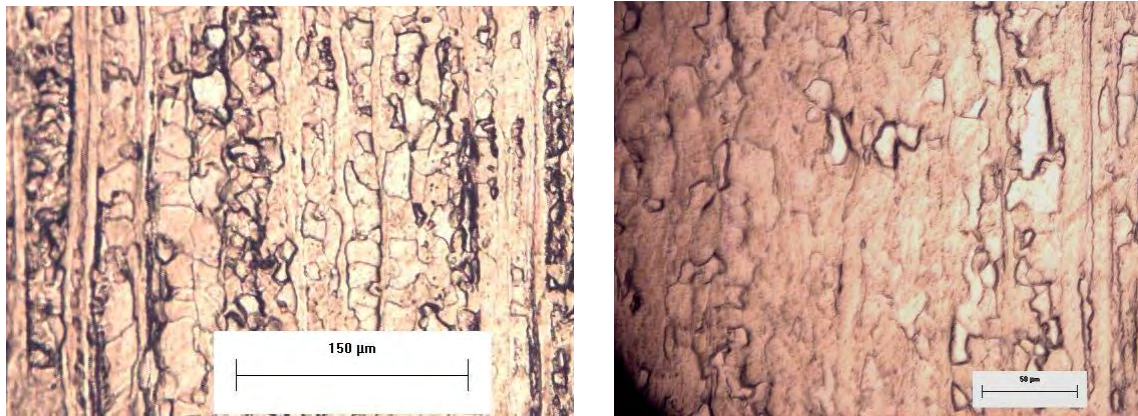


Figura III-37 Fotografía de la estructura del acero IF con tratamiento de recocido de cinco minutos a una temperatura de 780°C,

La recrystalización de granos los ubicamos en las bandas llamadas gama, los granos tienen el tamaño de las bandas de deformación inicial y donde no hay recrystalización llamadas alfa, presencia de precipitados de titanio presenta una recrystalización del 80%. La dureza de 98 Vickers.

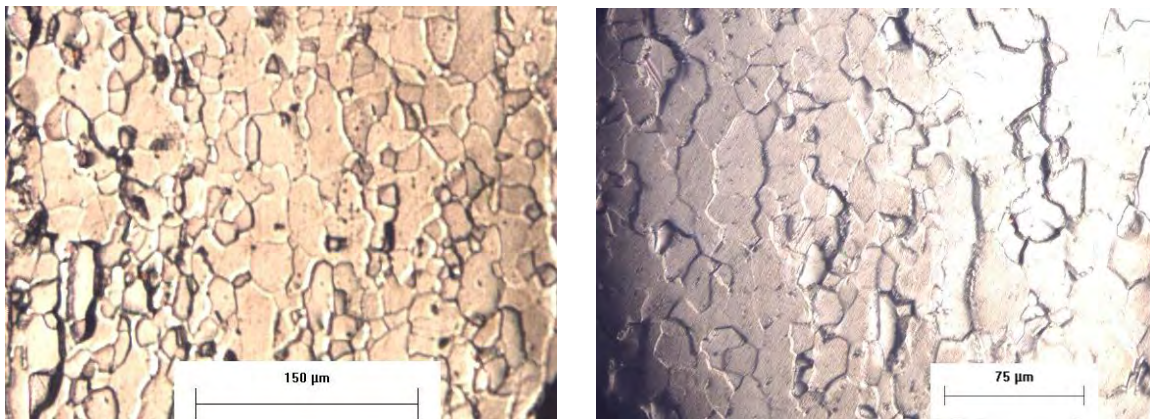


Figura III-38 Fotografía de la estructura del acero IF con tratamiento de recocido de seis minutos a una temperatura de 780°C.

Se aprecian granos recrystalizados del tamaño del ancho de las bandas de deformación iniciales, los granos recrystalizados presentan una dirección en el sentido de la laminación, no se aprecia crecimiento de los granos, hay presencia

de precipitados de titanio, se llegó a una recristalización del 100%. La dureza se estabiliza en 95 Vickers

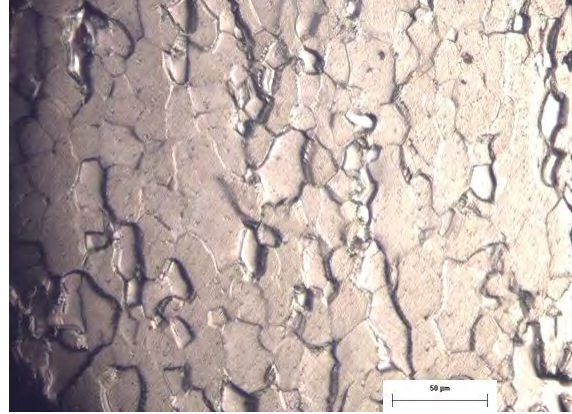
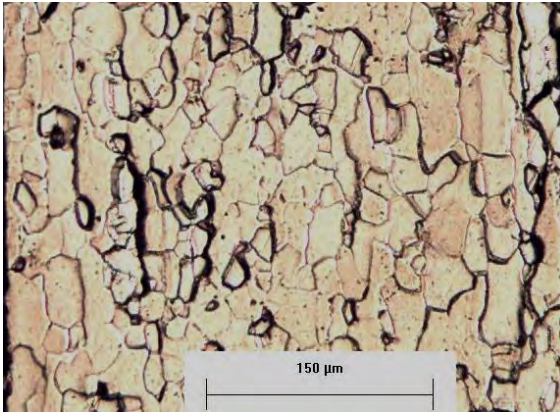


Figura III-39 Figura III-38 Fotografía de la estructura del acero IF con tratamiento de recocido de siete minutos a una temperatura de 780°C.

Los nuevos granos crecen por migración de ángulo alto y su orientación puede ser diferente a la de la zona deformada que los rodea. Las bandas que se presentaban en la muestra de 5 min de recristalización, se han transformado en granos recristalizados, presencia de precipitados de titanio, una recristalización del 100%. Una dureza de 95 Vickers.



### III-10 Evolución % de recristalización y coeficiente de Lankford.

El recocido del acero deformado en frío, a través de los cambios microestructurales que se induce en el acero, recristalización, crecimiento de grano, modifica la textura de partida.

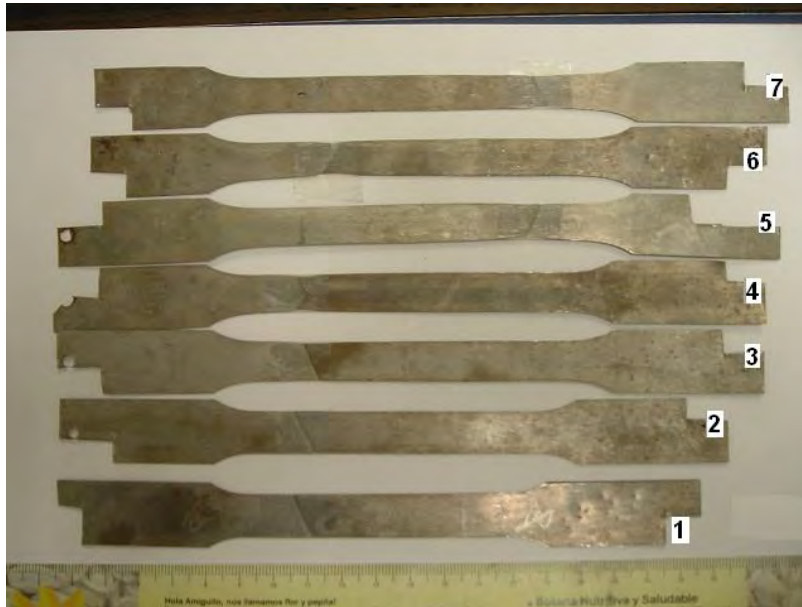


Figura III-40 Probetas de tensión de acero IF sometido al proceso de recocido y sometidas al ensayo de tensión.

Las láminas deformadas en frío del acero ultralimpio estabilizado con titanio, se sometieron a procesos de recocido a temperaturas de  $780^{\circ}\text{C}$ , con el propósito de cuantificar el % de recristalización en función del tiempo y cuantificar las propiedades de tensión a cada probeta con sus diferentes tiempos de tratamiento, y determinar el tiempo de recocido que nos permitiera obtener una estructura con el 100 % recristalizada.



## Evolución del % de recristalización y evaluación mecánica de acero IF y textura

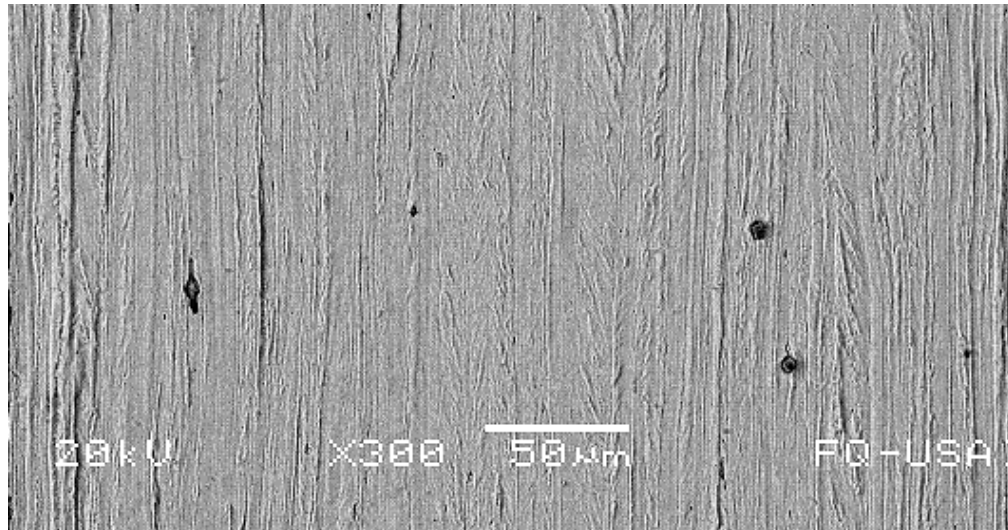
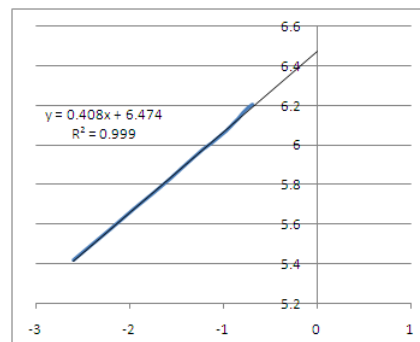
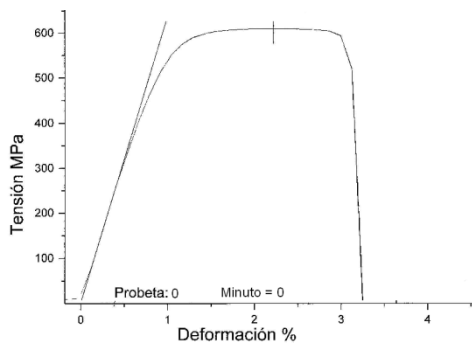


Figura III-41 Microfotografía por MEB

Probeta con laminación en frío 85 % deformada, sin tratamiento térmico de recocido, se aprecia líneas de deformación con un ancho promedio de 10 micras y precipitados oscuros que corresponden a compuestos de titanio.



Se realizó el ensayo de tensión a la probeta sin tratamiento térmico de recocido.

Probeta 0. Exponente de endurecimiento por deformación (n) 0.408

Coefficiente de Lankford ( R ) 0.382

Resultados del ensayo de tensión a la muestra sin tratamiento térmico (Recocido)

Resistencia a la fluencia 0.2% (MPa)	375
Resistencia Maxima a la tensión (MPa)	590
Deformación %	3.25
Coefficiente de Lankford (R)	0.382
Exponente de endurecimiento por deformación (n)	0.408

El acero sin tratamiento de recocido presenta una severa deformación en frío marcando que principalmente está compuesta de dos tipos de bandas, una banda delgada con aspecto liso la cual han llamado (alfa) y otra que presenta una superficie rugosa más ancha que las alfa, la cual han llamado (gama).

## Evolución del % de recristalización y evaluación mecánica de acero IF

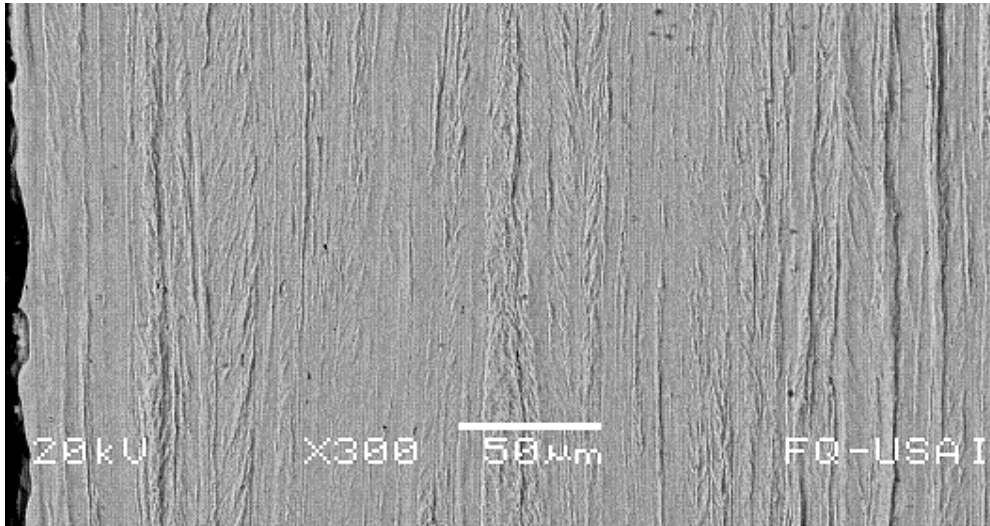
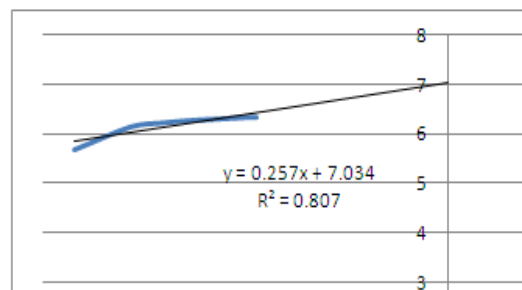
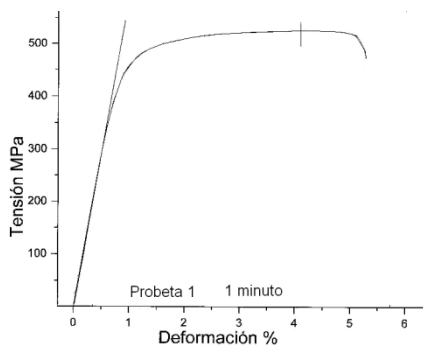


Figura III-42 Microfotografía. Probeta con laminación en frío 85 % deformada, con tratamiento térmico de recocido durante 1 minuto, se aprecia un incremento en las líneas de deformación del proceso de laminado. No se aprecia inicio de recristalización, el incremento en la % de deformación en el ensayo de tensión se debe a la relajación de tensiones por el deformado en frío.



Se realizó el ensayo de tensión a la probeta sin tratamiento térmico de recocido.

Probeta 0. Exponente de endurecimiento por deformación (n) 0.257

Coefficiente de Lankford (R) 0.518

Resultados de la muestra con 1 minuto de térmico (Recocido)

Resistencia a la fluencia 0.2% (MPa)	440
Resistencia Max a la tensión (MPa)	500
Deformación %	5.0
Coefficiente de Lankford (R)	0.518
Exponente de endurecimiento por deformación (n)	0.257

Probeta con 1 minuto de recocido no presenta granos recristalizados y el incremento en la deformación se debe a que se eliminaron las tensiones residuales del proceso de deformación en frío.

## Evolución del % de recristalización y evaluación mecánica de acero IF

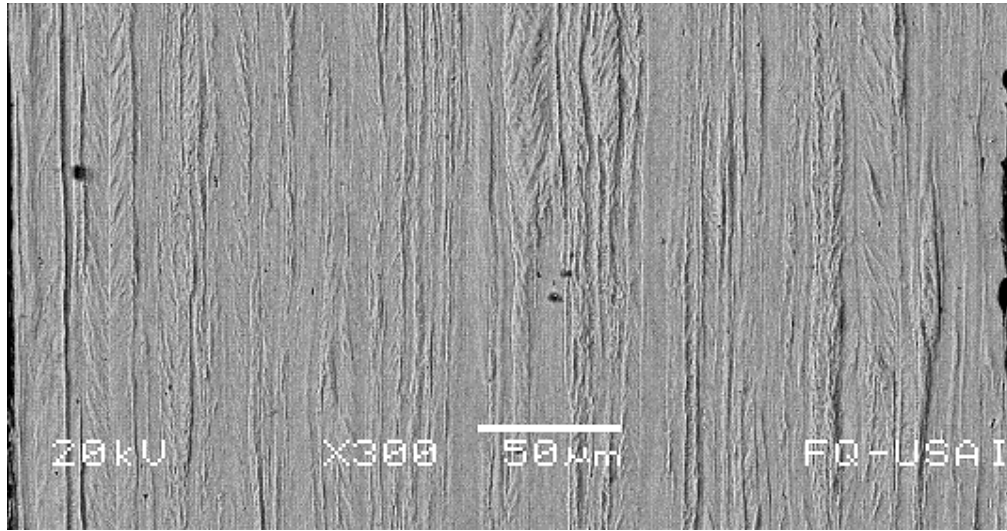
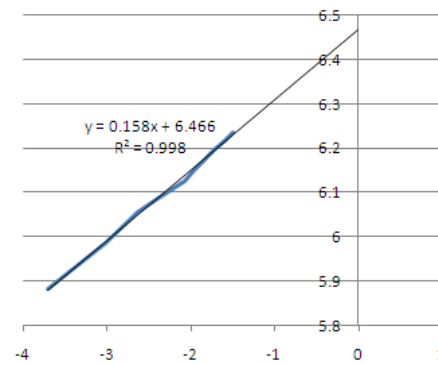
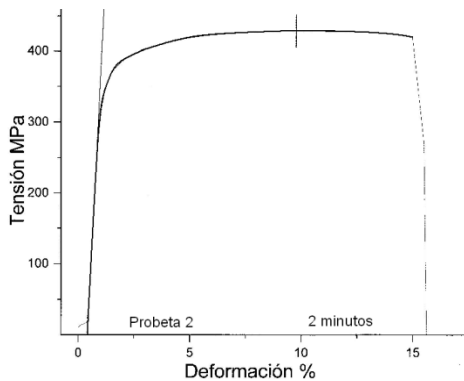


Figura III-43 Microfotografía. Probeta con laminación en frío 85 % deformada, con tratamiento térmico de recocido durante 2 minutos, se aprecia líneas de deformación con un ancho mayor en relación de la figura anterior. Hay incremento del % de deformación.



Se realizó el ensayo de tensión a la probeta con tratamiento térmico de recocido durante 2 minutos.

Exponente de endurecimiento por deformación (n) 0.158.

Coefficiente de Lankford ( R ) 0.950

Resultados del ensayo de tensión a la muestra con 2 minutos de tratamiento térmico (Recocido)

Resistencia a la fluencia 0.2% (MPa)	335
Resistencia Max a la tensión (MPa)	410
Deformación %	15.0
Coefficiente de Lankford (R)	0.950
Exponente de endurecimiento por deformación (n)	0.158

Probeta con 2 minutos de recocido, presenta inicio de granos recristalizados y el incremento en la deformación se debe a que se eliminaron las tensiones residuales y el inicio de granos recristalizados.

Se aprecia en la fotografía que el ancho de las bandas gama han crecido en función del tiempo de recocido 2 minutos la cual no representa una modificación importante, se aprecian las bandas alfa que no han modificado.

## Evolución del % de recristalización y evaluación mecánica de acero IF

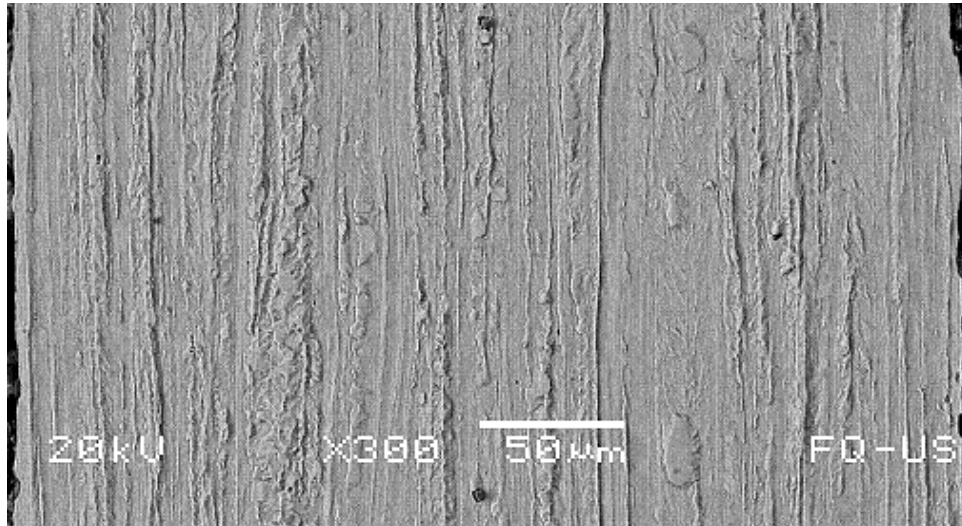
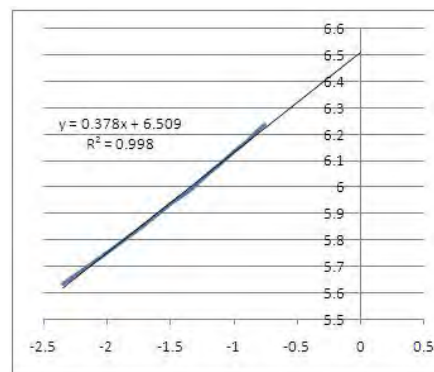
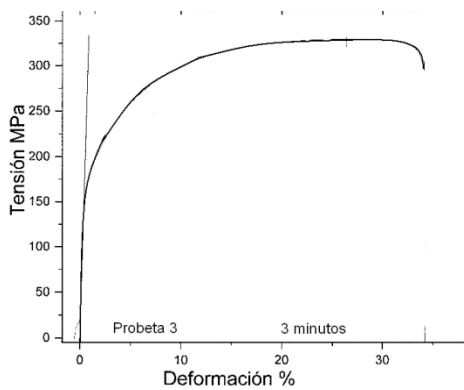


Figura III-44 Microfotografía. Probeta con una deformación inicial por laminación en frío del 85 %, con tratamiento térmico de recocido durante 3 minutos, presenta inicio de la recristalización y el incremento en el % de deformación se debe a la generación nuevos granos. Se observa un 20% de recristalización.



Se realizó el ensayo de tensión a la probeta con tratamiento térmico de recocido durante 3 minutos.

Exponente de endurecimiento por deformación (n) 0.378

Coefficiente de Lankford (R) 1.02

Resultados del ensayo de tensión a la muestra con 3 minutos de tratamiento térmico (Recocido)

Resistencia a la fluencia 0.2% (MPa)	190
Resistencia Max a la tensión (MPa)	320
Deformación %	32.0
Coeficiente de Lankford (R)	1.02
Exponente de endurecimiento por deformación (n)	0.378

En las bandas alfa presentes en el acero recocido por 3 minutos, se muestra que los primeros granos deformados que son consumidos al inicio de la recristalización pertenecen a la fibra (gama), mientras que aquellos que persisten en estado deformado de aspecto liso tienen una orientación cercana a la fibra (alfa), el inicio de la transformación generando pequeños granos.



## Evolución del % de recristalización y evaluación mecánica de acero IF

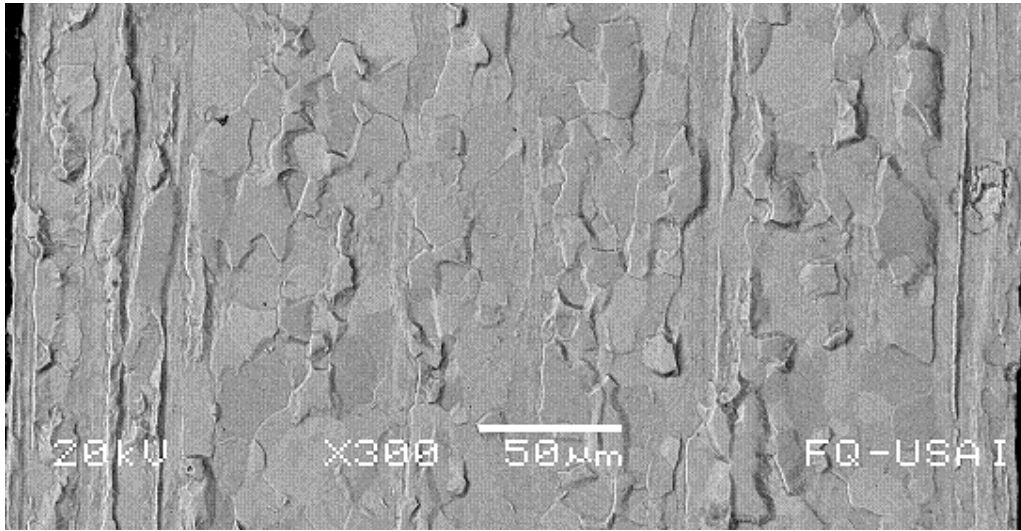
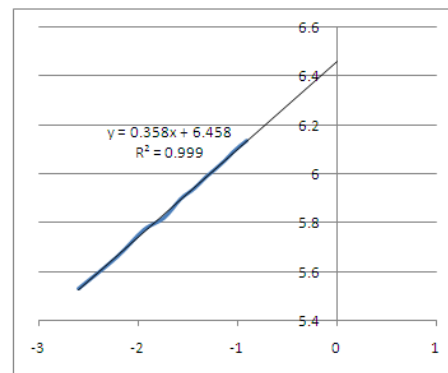
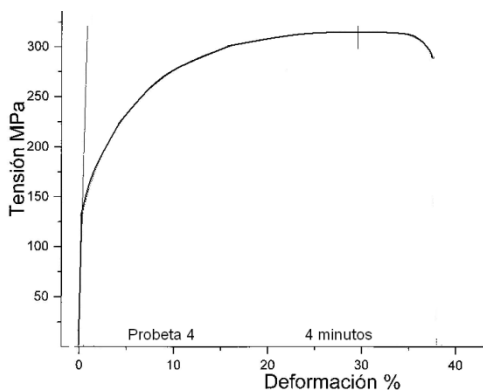


Figura LLL-45 Microfotografía. Probeta con una deformación inicial por laminación en frío del 85 %, con tratamiento térmico de recocido durante 4 minutos, presenta avance en la recristalización en un 70% de recristalización. y el incremento en el % de deformación se debe a la generación nuevos granos.



Se realizó el ensayo de tensión a la probeta con tratamiento térmico de recocido durante 4 minutos.

Exponente de endurecimiento por deformación (n) 0.358

Coefficiente de Lankford (R) 1.065

Resultados del ensayo de tensión a la muestra con 4 minutos de tratamiento térmico (Recocido)

Resistencia a la fluencia 0.2% (MPa)	170
Resistencia Max a la tensión (MPa)	310
Deformación %	35.0
Coefficiente de Lankford (R)	1.065
Exponente de endurecimiento por deformación (n)	0.358

El avance de la recristalización principalmente en las bandas ( $\gamma$ ), es por una mayor rapidez en la nucleación asociada a las orientaciones (111), el proceso se asocia a una mayor energía almacenada en estas zonas durante la deformación en frío. El desarrollo preferencial de la recristalización en las bandas  $\gamma$ , este comportamiento corresponde a un mecanismo de nucleación preferencial y los primeros granos recristalizados mantienen la misma orientación que la deformada en frío de donde proceden.

## Evolución del % de recristalización y evaluación mecánica de acero IF

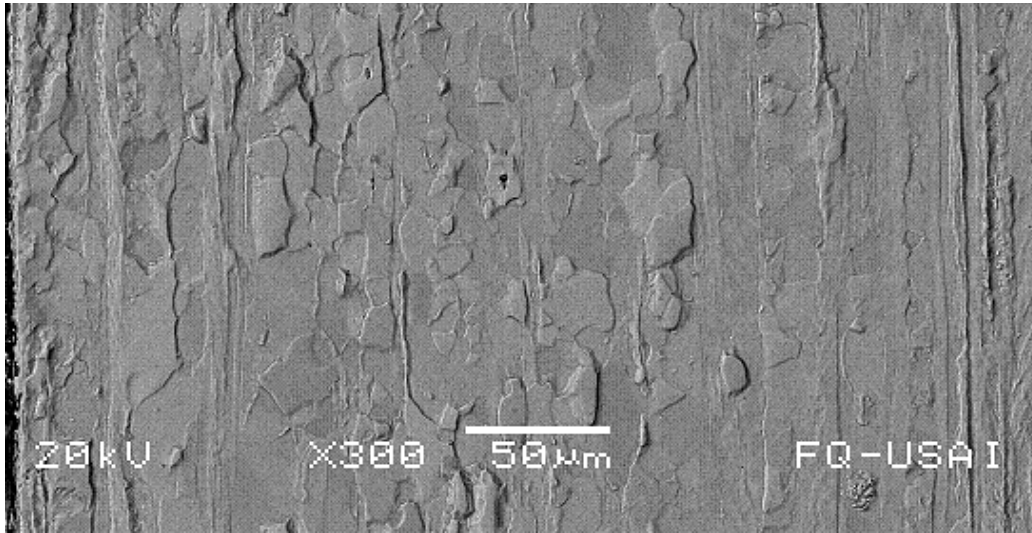
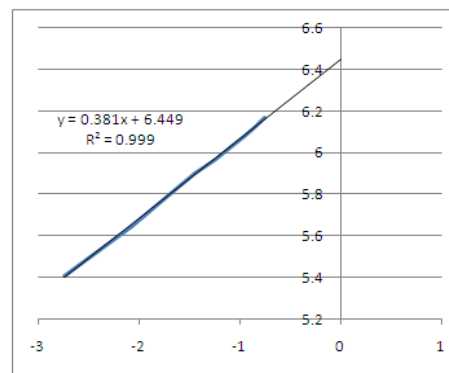
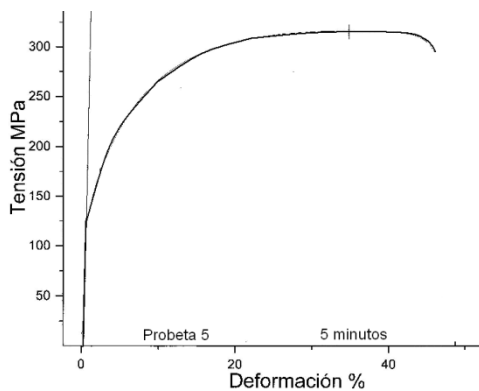


Figura III-46 Microfotografía. Probeta con una deformación inicial por laminación en frío del 85 %, con tratamiento térmico de recocido durante 5 minutos, se aprecia líneas de deformación en las cuales no hay recristalización. Se aprecia un 80% de recristalización.



Se realizó el ensayo de tensión a la probeta con tratamiento térmico de recocido durante 5 minutos.

Exponente de endurecimiento por deformación (n) 0.381

Coefficiente de Lankford (R) 1.343

Resultados del ensayo de tensión a la muestra con 5 minutos de tratamiento térmico (Recocido)

Resistencia a la fluencia 0.2% (MPa)	150
Resistencia Max a la tensión (MPa)	300
Deformación %	42.0
Coefficiente de Lankford (R)	1.343
Exponente de endurecimiento por deformación (n)	0.381

Al incrementar el tiempo de recocido se produce una recristalización importante de las bandas gama, mientras que las bandas alfa no muestran el mismo avance en el proceso de recristalización. A los 5 minutos de recocido se aprecia un 80% de recristalización, ya se percibe la recristalización en las bandas alfa, apreciándose granos recristalizados.

## Evolución del % de recristalización y evaluación mecánica de acero IF

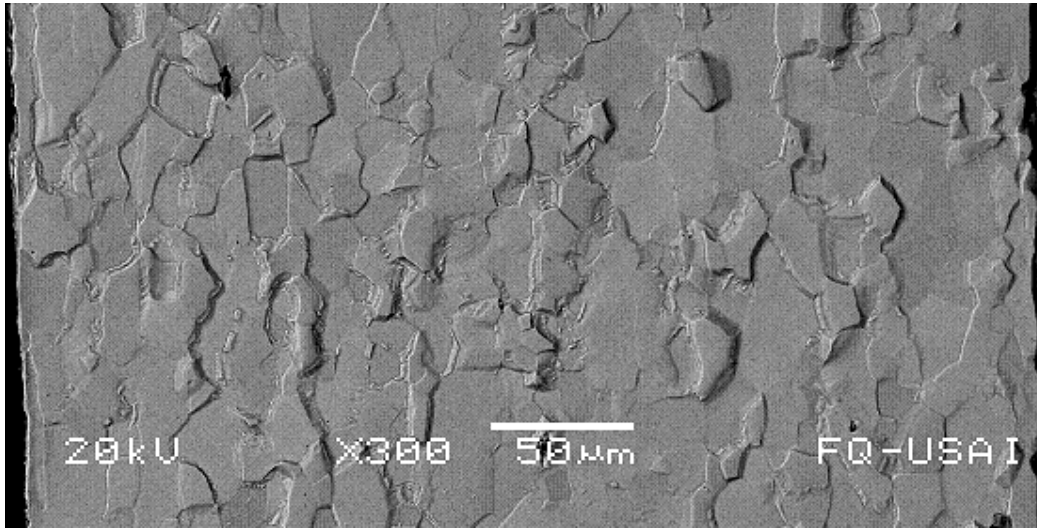
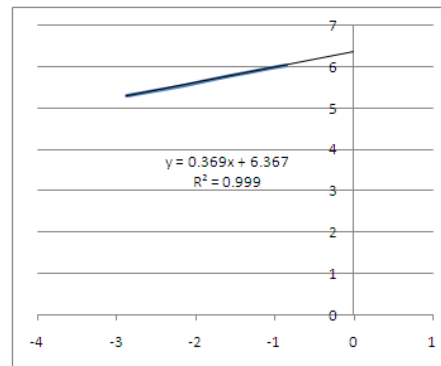
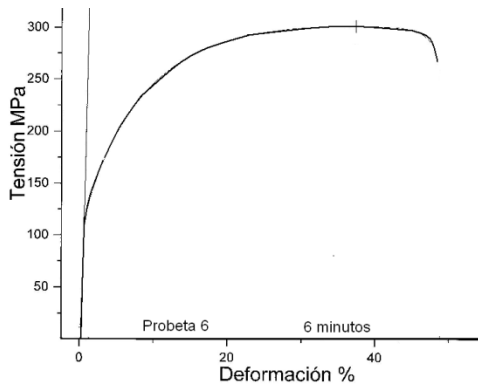


Figura III-47 Microfotografía Probeta con una deformación inicial por laminación en frío del 85 %, con tratamiento térmico de recocido durante 6 minutos, Se aprecia un 95% de recristalización.



Se realizó el ensayo de tensión a la probeta con tratamiento térmico de recocido durante 6 minutos.

Exponente de endurecimiento por deformación (n) 0.369

Coefficiente de Lankford (R) 1.62

Resultados del ensayo de tensión a la muestra con 6 minutos de tratamiento térmico (Recocido)

Resistencia a la fluencia 0.2% (MPa)	150
Resistencia Max a la tensión (MPa)	280
Deformación %	46.0
Coefficiente de Lankford (R)	1.62
Exponente de endurecimiento por deformación (n)	0.369

A tiempos mayores el acero presenta una recristalización completa, con una orientación preferente de (111) y los granos generados conservan la misma orientación que se obtuvo cuando el acero sufrió la laminación en frío.

## Evolución del % de recristalización y evaluación mecánica de acero IF

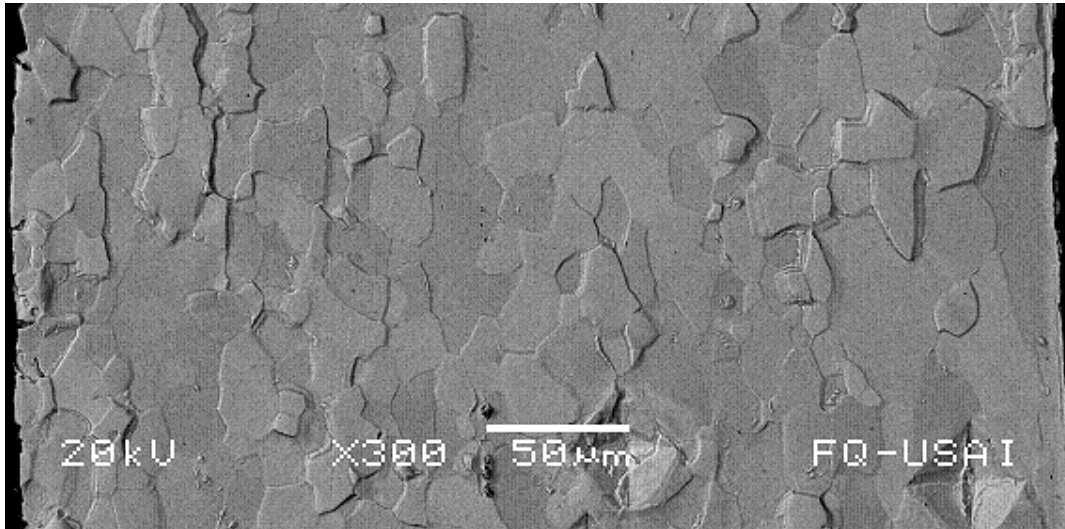
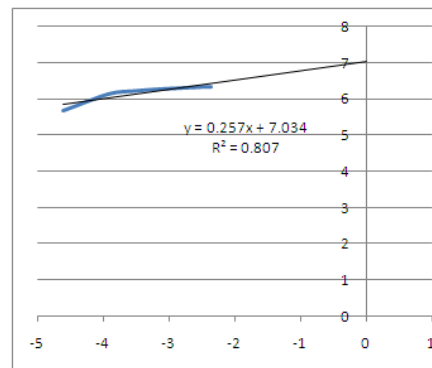
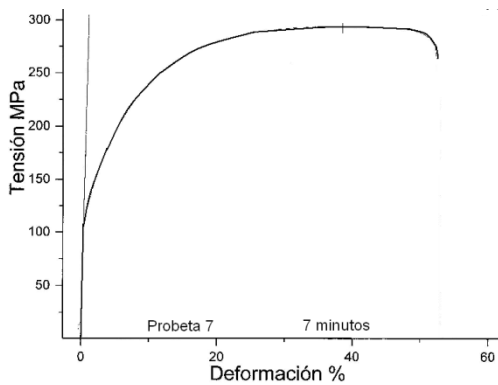


Figura III-48 Microfotografía. Probeta con una deformación inicial por laminación en frío del 85 %, con tratamiento térmico de recocido durante 7 minutos, se aprecia un recristalización completa (100%) y crecimiento de granos con un tamaño promedio de 25 micras.



Se realizó el ensayo de tensión a la probeta con tratamiento térmico de recocido durante 7 minutos.

Exponente de endurecimiento por deformación (n) 0.257

Coefficiente de Lankford (R) 2.25

Resultados del ensayo de tensión a la muestra con 7 minutos de tratamiento térmico (Recocido)

Resistencia a la fluencia 0.2% (MPa)	140
Resistencia Max a la tensión (MPa)	275
Deformación %	52.0
Coefficiente de Lankford (R)	2.25
Exponente de endurecimiento por deformación (n)	0.257

Probeta con 7 minutos de recocido, presenta una recristalización completa y no se presenta un apreciable incremento del tamaño de grano, el cual induciría una mayor deformación a menor esfuerzo de fluencia y por lo tanto obtendríamos un menor índice de Lankford.



### III-11 Coeficiente de Lankford R.

Con el propósito de evaluar coeficiente de anisotropía de Lankford R, de los aceros ultra limpios, se maquinaron probetas de tensión de acuerdo con la norma ASTM E8 para probetas planas y se llevaron a cabo los ensayos de tensión en una máquina MTS de 20 toneladas, con un desplazamiento entre mordazas de 1mm/min

El coeficiente ha sido utilizado para caracterizar la anisotropía de placas metálicas, es muy importante para caracterizar la embutibilidad.

Se escogieron tres direcciones: Dirección de laminación: 0°, Dirección transversal 90°, Dirección 45°

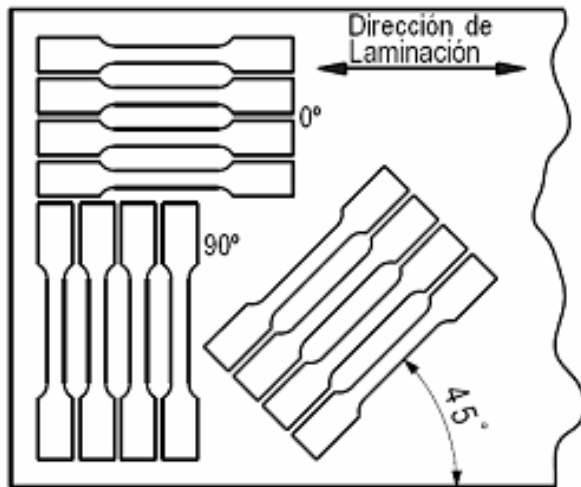


Figura III-49 Se muestran las direcciones de deformaciones para evaluar R El coeficiente de anisotropía de Lankford.

$$R = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \qquad R = \frac{\ln \left( \frac{w}{w_0} \right)}{\ln \left( \frac{l_0 w_0}{l w} \right)}$$

donde:  $t_0$  y  $w_0$  son el espesor original y ancho original, respectivamente, y después de deformación son denotadas por  $t$  y  $w$ .

De acuerdo con los resultados obtenidos de las probetas ensayadas mecánicamente por tensión, maquinadas a 0°, 45° y 90° con respecto a la dirección de laminación se calculó el coeficiente de anisotropía normal  $\bar{R}$

El coeficiente de anisotropía normal (Lankford)  $\bar{R}$  se cálculo de acuerdo con la siguiente relación:  $\bar{R}$

$$\bar{R} = \frac{(R_0 + 2 R_{45} + R_{90})}{4}$$

Este parámetro indica que los valores más elevados de anisotropía normal mejora las propiedades de embutición, se tiene más deformación en anchura y menos en espesor, por lo que la aparición de la estricción y rotura se retarda.

Se puede calcular también el coeficiente de anisotropía plana  $R_p$

$$R_p = \frac{(R_0 - 2 R_{45} + R_{90})}{2}$$

Para minimizar el error del cambio de espesor en las probetas de tensión, se tomará la condición de volumen constante y se realizará el cálculo utilizando la siguiente relación.

$$R = - \frac{\epsilon_w}{\epsilon_w - \epsilon_l} \quad \text{ó} \quad R = \frac{\ln \left( \frac{w}{w_0} \right)}{\ln \left( \frac{l_0 w_0}{l w} \right)}$$

III-12 Criterio de evaluación de los aceros IF en estudio.

Las propiedades mecánicas en términos del 0.2 % de límite de fluencia YS, la última resistencia a la tensión, por ciento de elongación, el valor de la constante de Lankford y el exponente de endurecimiento, requeridos por la industria automotriz y por la línea blanca, valores de 170 [Mpa] al 0.2 % de límite fluencia, 345 [Mpa], última resistencia a la tensión, un valor de 46 % de elongación y valores  $\geq 2$  R y exponente de endurecimiento (n) > 0.21.



Figura III-50 Probetas ensayadas de tensión de acero IF recocido con cortes a diferentes ángulos (0° 45° 90°).

La Tabla III-2, presenta la clasificación de los aceros ultralimpios estabilizados con titanio, de acuerdo con sus propiedades de elongación y de la constante de Lankford, para aplicaciones de estampado de la calidad comercial hasta las de calidad de súper estampado extra profundo.

Propiedades	Calidad Comercial	Calidad estampado	Calidad estampado profundo	Calidad de estampado extra profundo
(%)E	36.9-42.2	40.0-45.0	42.7-47.5	46.1-50.5
R	1.00-1.41	1.23-1.51	1.42-1.84	1.73-2.12

Tabla III-2 Clasificación de los aceros ultralimpios en términos del (%) de elongación y del valor de la constante de Lankford.

Figuras. III-51,52,53 Microestructura de acero IF recocido a 780 °C , el cual se sometió a pruebas de tensión a diferentes ángulo, 90° en dirección transversal del laminado. 0° a la dirección longitudinal de laminación y corte a 45° a la dirección de laminación.

Determinación del índice de anisotropía y grado de estampabilidad, y el coeficiente de endurecimiento en cada dirección.

Probetas de acero IF marcado como G-25, recocidas a 780 °C durante 7 minutos.

0° con respecto al sentido de laminación.

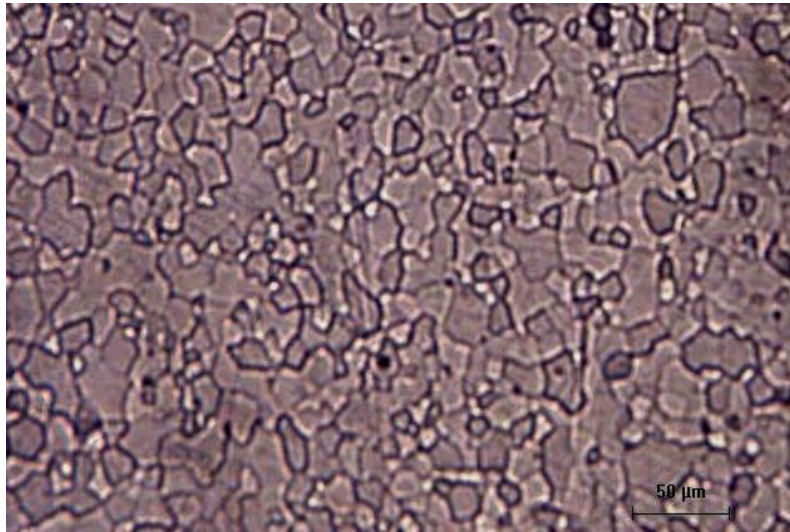


Figura III-51. Fotomicrografía por microscopio óptico  
Muestra de acero recocido por 7min a 780 °C corte en sentido de laminación  
Se observan granos equiaxiales.

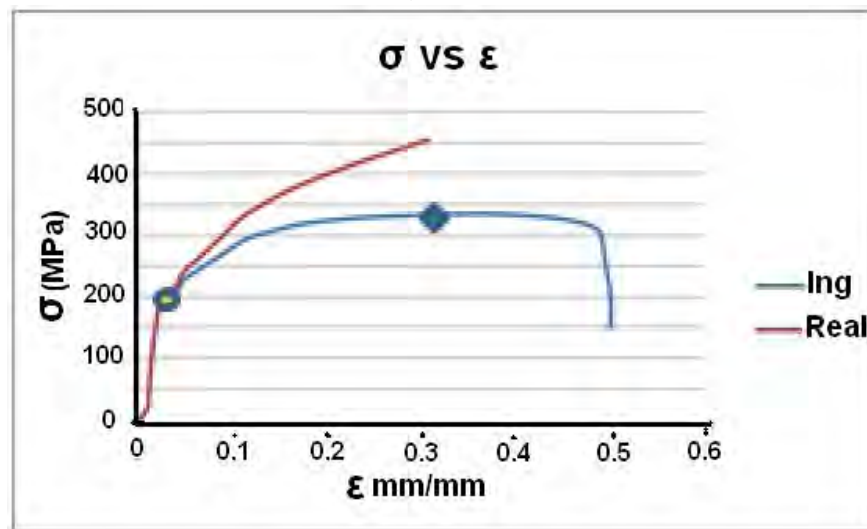


Figura III-52 Curva  $\sigma$ - $\epsilon$  de muestra de acero IF con tratamiento térmico de recocido por 7min a 780 °C.

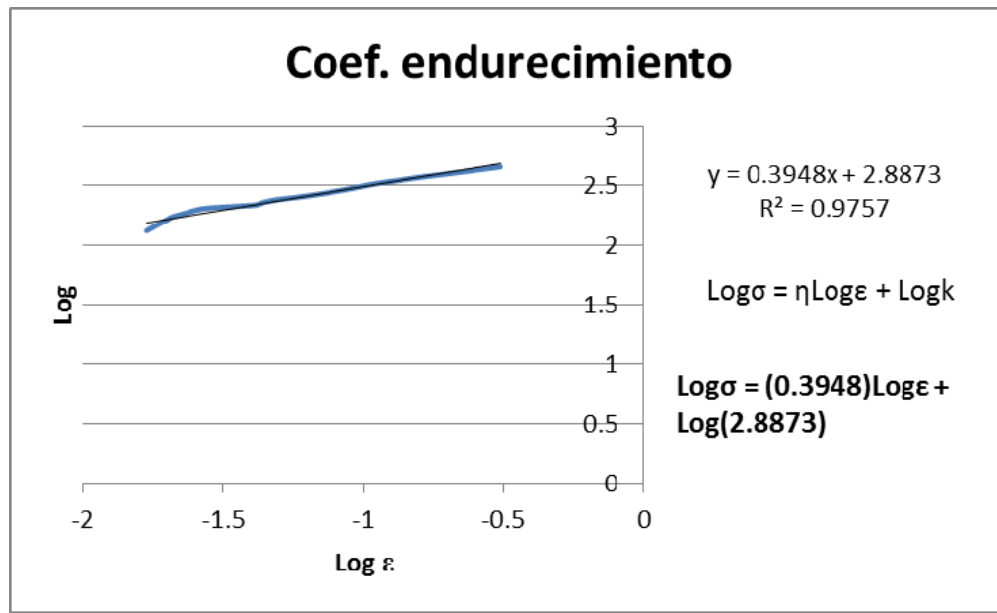


Figura III-53. Determinación del coeficiente de endurecimiento mediante regresión lineal.

Determinación del índice de anisotropía y grado de estampabilidad, y el coeficiente de endurecimiento en cada dirección.

45° con respecto al sentido de laminación.

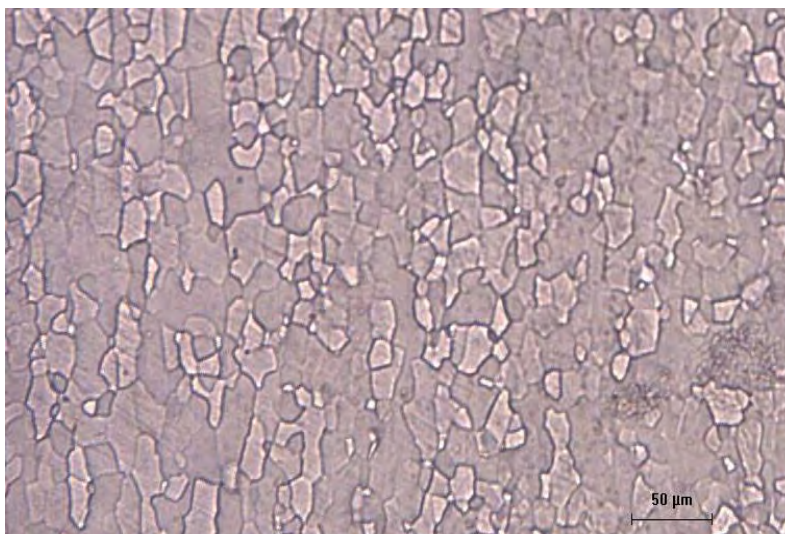


Figura III-54. Fotomicrografía por microscopio óptico acero recocido por 7min a 780 °C corte a 45° en sentido de laminación Se observan granos equiaxiales.

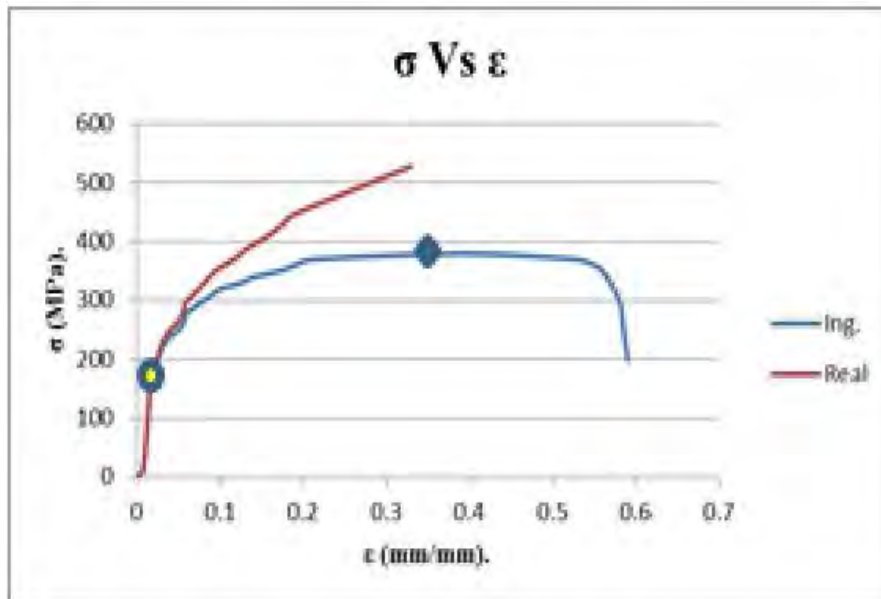


Figura III-55 Curva  $\sigma$ - $\epsilon$  y microestructura obtenida después de recocido durante 7 min a 780 °C corte a un ángulo de 45° en la relación de laminación. Se observan granos equiaxiales el tamaño corresponde al ancho de las bandas de deformación.

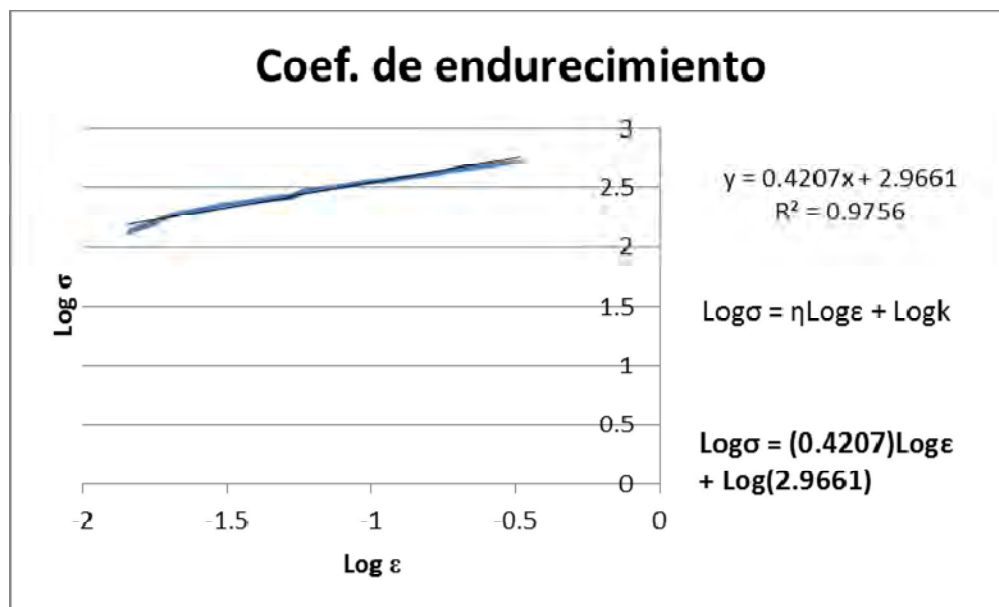


Figura III-56 Determinación del coeficiente de endurecimiento mediante regresión lineal.



Determinación del índice de anisotropía y grado de estampabilidad, y el coeficiente de endurecimiento en cada dirección. 0° en sentido de laminación.

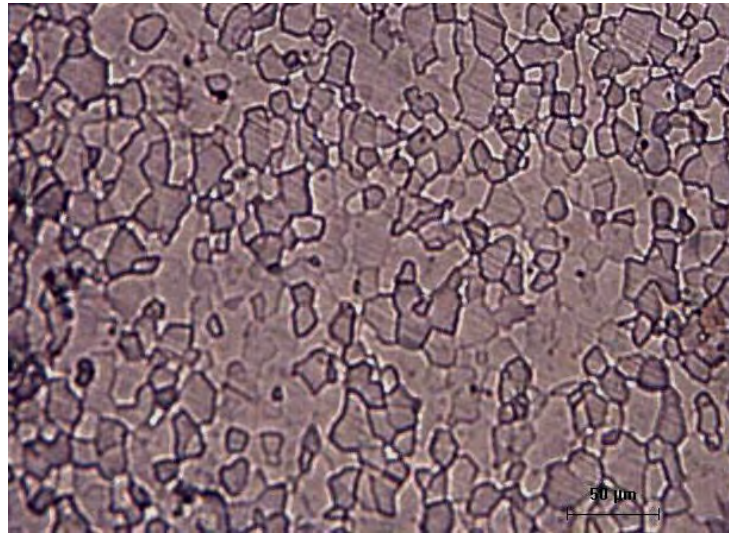


Figura III-57. Fotomicrografía por microscopio óptico acero recocido por 7 min a 780 °C corte en sentido de laminación. Se observan granos equiaxiales.

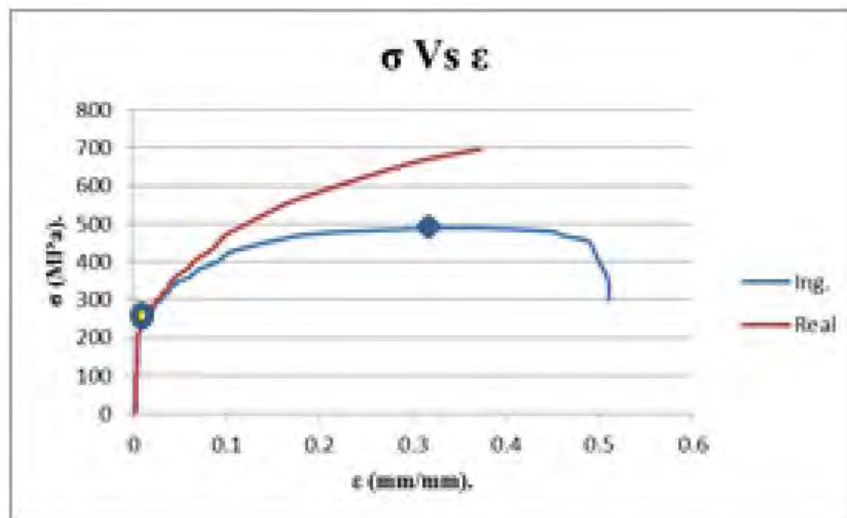


Figura III-58. Curva  $\sigma$ - $\epsilon$  y microestructura obtenida después de recocido durante 7 min a 780°C y en el corte transversal del sentido de laminación 90°. Presenta granos equiaxiales de tamaño heterogéneo

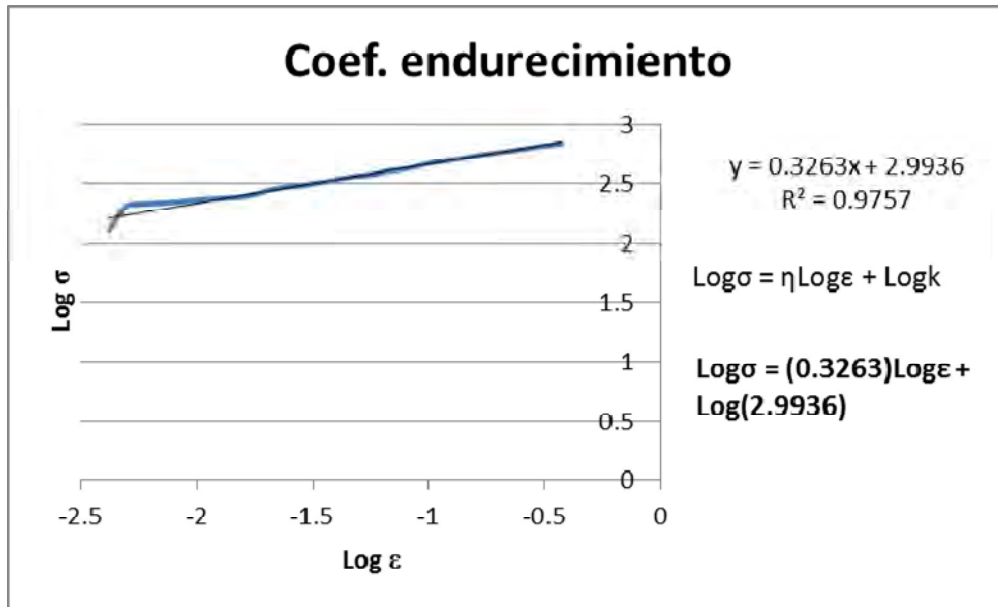


Figura III-59 Determinación del coeficiente de endurecimiento mediante regresión lineal.

Propiedades Mecánicas	0° Dirección de Laminación			45° Dirección de Laminación			90° Dirección de Laminación		
	IF G1	IF G2	IF G 25	IF G1	IF G2	IF G 25	IF G1	IF G2	IF G 25
0.2%YS [MPa]	153	138	167	148	142	156	137	140	153
UTS [MPa]	295	254	306	311	298	295	288	293	306
% ε	48.3	50.2	49.6	53.7	52.4	49.6	51.7	52.1	50.6
R	2.07	2.02	2.05	1.97	1.99	1.95	2.24	2.23	2.15

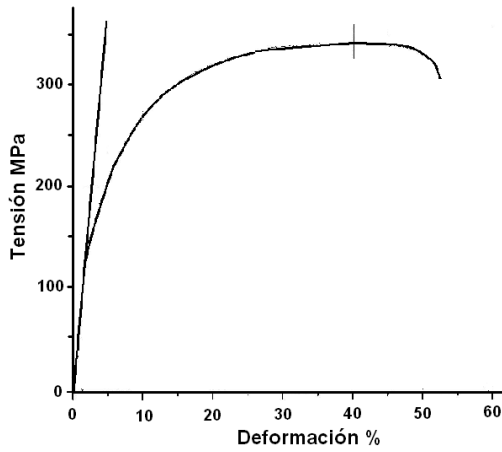
Tabla III-3. Propiedades mecánicas y evaluación de la constante de anisotropía normal para acero ultralimpio estabilizado con titanio, recocido a 780° C.

Aleación	Coeficiente de anisotropía de Lankford	Coeficiente de anisotropía normal de Lankford	Coeficiente de anisotropía Plana de Lankford
IF G1	2.24	2.07	0.187
IF G2	2.23	2.02	0.135
If G25	2.15	2.05	0.150

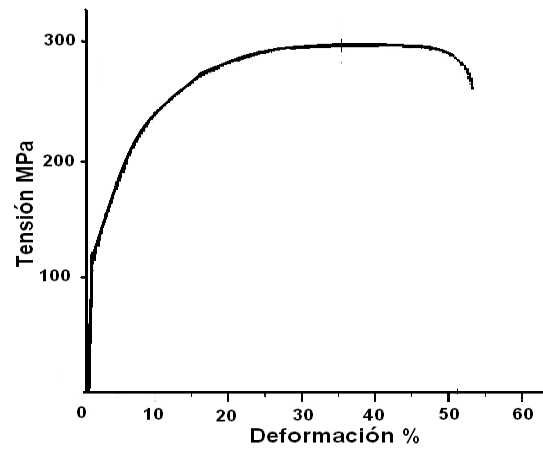
Tabla III-4. Evaluación de la constante de anisotropía para aceros ultralimpio estabilizados con titanio, recocido a 780 ° C.



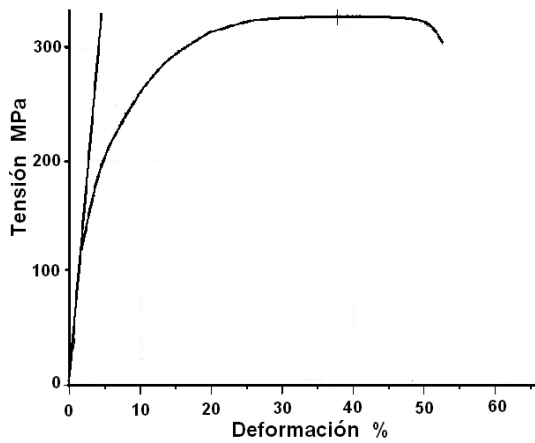
Figura III-60. Las figuras muestran las gráficas de tensión contra deformación para los aceros bajo estudio, la cual corresponde al acero ultralimpio estabilizada con titanio.



Acero IF G1 ensayo de tensión



Acero IF G2 ensayo de tensión



Acero IF G25 ensayo de tensión

## CAPÍTULO IV

### IV-1 Textura

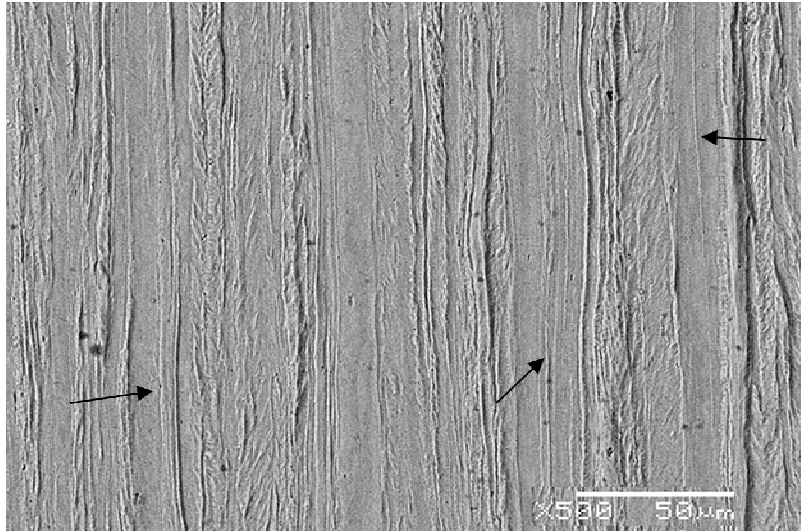


Figura IV-1 Microfotografía.

Evolución de la textura en función del tiempo de recocido, acero IF el cual presento una deformación del 85%, se observan dos tipos de bandas una de menor energía (flechas) y otra de mayor energía.

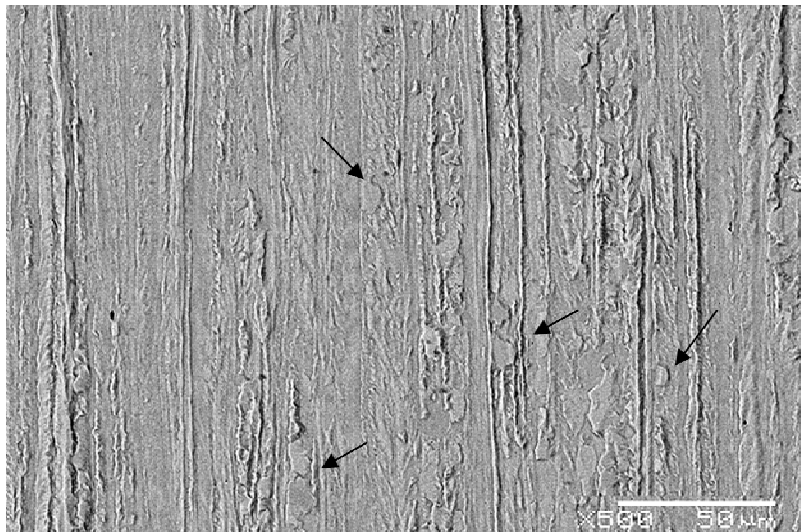


Figura IV-2 Microfotografía.

En las bandas de tipo pluma que se ha reportado como (Gama) inicia la generación de granos (flechas) y las bandas que presentan una superficie lisa llamada  $\alpha$ .

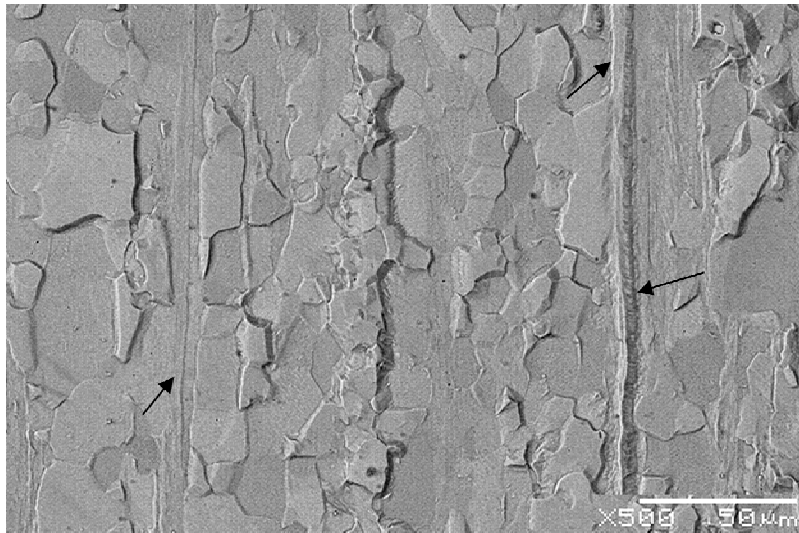


Figura IV-3 Microfotografía muestra un 95% de recristalización  
Se aprecia una cuasipoligonización que permite una recristalización estable.

La intensidad de la fibra  $\gamma$  disminuye como un resultado de su proceso de recristalización. Los granos con orientaciones en la fibra  $\alpha$  inicia el proceso de recristalización (flecha).

Basándose en los estudios reportados (121)

Tomando como referencia el estudio donde identifican los mecanismos de la recristalización y la evolución de la textura en proceso de recocido del acero IF

Los artículos reportan que la texturización de este tipo de acero comienza cuando este acero son laminados con una severa deformado en frío, al no existir o tener niveles muy bajos de elementos intersticiales, el acero puede ser deformado y este como respuesta forma bandas de dos tipos una de ellas la reportan como  $\gamma$  la cual tiene un aspecto superficial rugoso u otra banda con una superficie tersa la cual la llaman  $\alpha$ .

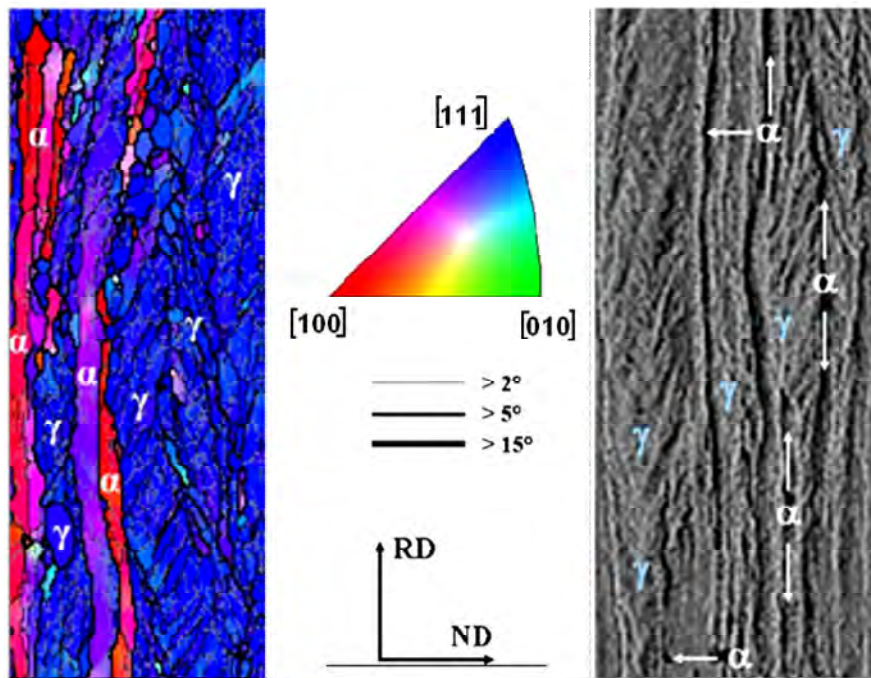


Figura IV-4 Representación de la estructura por la técnica EBSD obtenido por Ju, Yon (121)

En la figura IV-4 nos marca que la nucleación en los granos con una orientación  $(111) // ND$  por el  $(111) // ND$ , lado derecha mapa reportado (121) por Ju, Yon. Y en la derecha la micro-estructura obtenida en el desarrollo de este trabajo que es obtenida a partir de un proceso de laminado en frío y parcial recristalización.

A partir de los granos deformados fue el principal mecanismo que gobernó el proceso de recristalización del acero IF. La nucleación de los  $(111) // ND$  los granos concentrados en regiones donde los  $(111) [111]$  y los  $(111) [110]$  presentan mezcla de granos con diferentes orientaciones. Conforme a la teoría de nucleación en la cual la recristalización inicia en áreas con alta deformación y de similar orientación. La energía almacenada de los granos deformados da el mayor componente de la textura la cual fue evaluada. (28)

El (111) (112) tienen gran cantidad de energía almacenada seguido por los granos con una orientación de (111) [110], (112) [112]. Orientados y la área de alto potencial de la nucleación seguido por (111) [110] granos. Como se muestra en la figura los granos recristalizados de (111) [112] orientados mostraron gran intensidad seguidos por los granos con la componente de textura (111) [110] para llegar a la etapa final de recristalización. En el área de mayor energía finos subgranos poligonales fueron desarrollados en la recuperación, la coalescencia durante el recocido y ellos con una similar orientación de los granos deformados.

Ellos contribuyen a la textura final del recocido. Se aprecia una cuasi-poligonización que permite una recristalización estable. Los granos con orientaciones en la fibra  $\alpha$  se consumen y la intensidad de la fibra  $\gamma$  se incrementa como un resultado del proceso de recristalización.

Las bandas  $\gamma$  (gama) presentan un arreglo (111) y los granos generados por la recocido conservan esta misma orientación. Estos arreglos son los precursores de que el material estudiado presente grandes deformaciones y un índice de Lankford superior a 2

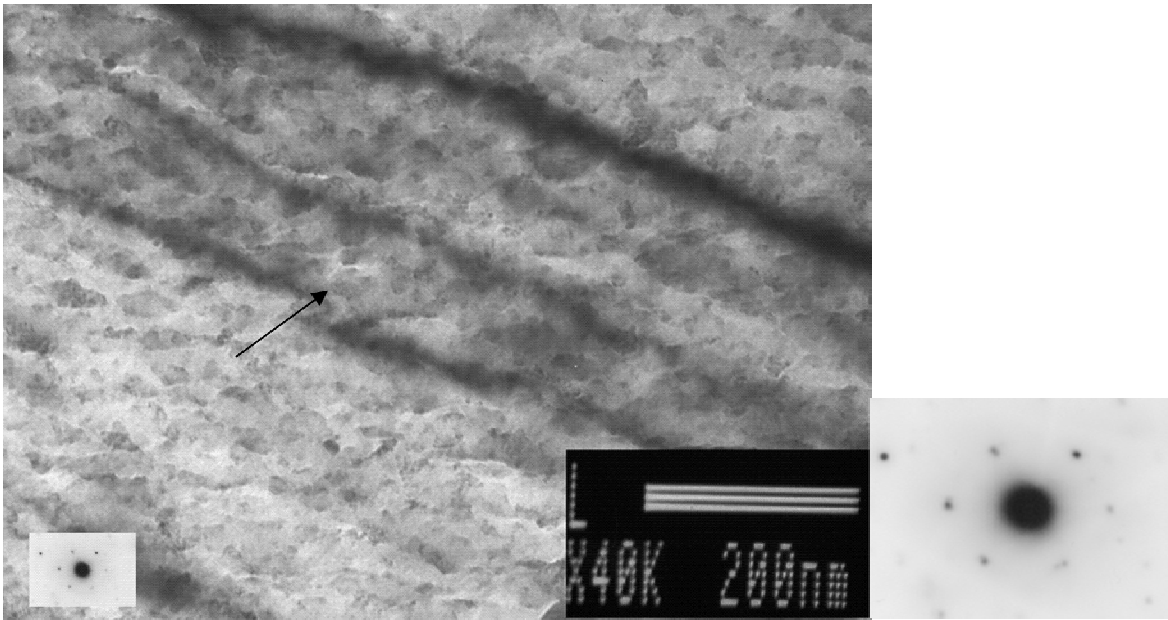


Figura IV-5 Se aprecian los granos con orientaciones en la fibra  $\gamma$

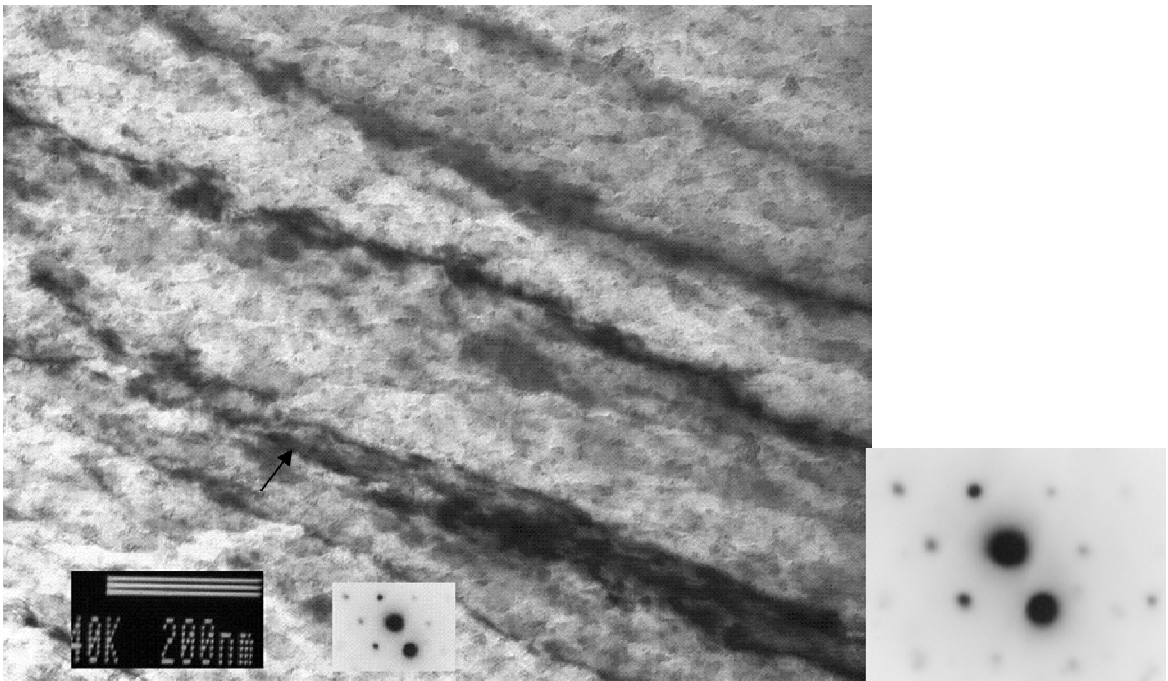


Figura IV-6 Se aprecian los granos con orientaciones en la fibra -  $\alpha$

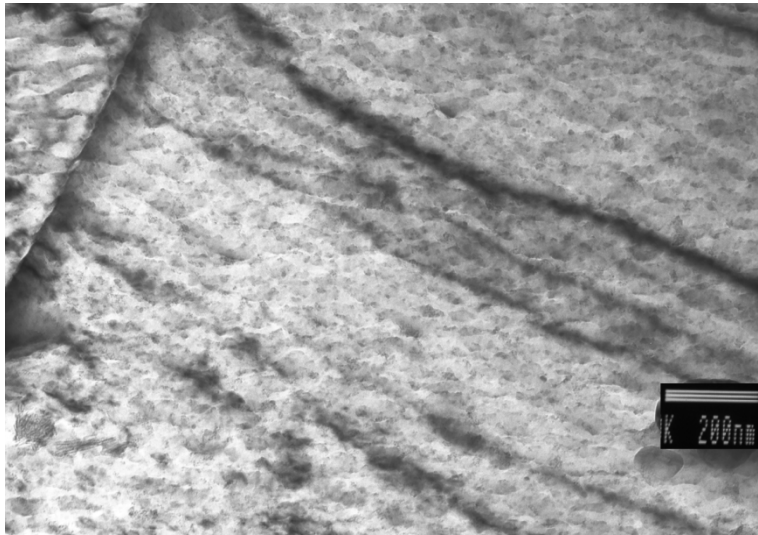


Figura IV-7. Fotografía por MET. Se observan bandas de grano deformado, con presencia de precipitados tanto en matriz como en límite de grano.

El proceso de deformación en frío promueve el texturizo en el acero IF, generando orientación preferencial en el sistema  $\{111\}$ . Los granos están orientados en la familia de planos  $\{111\}\langle 110\rangle$  y  $\{111\}\langle 112\rangle$

## CAPÍTULO V

### Conclusiones

1.-Los aceros IF ultralimpios estabilizados con titanio satisfacen ampliamente los requerimientos de la industria automotriz y línea blanca.

Aleación	Coeficiente de anisotropía de Lankford $\bar{R}$	Coeficiente de anisotropía normal de Lankford $R$	Coeficiente de anisotropía Plana de Lankford $R_p$
IF G1	2.24	2.07	0.187
IF G2	2.23	2.02	0.135
If G25	2.15	2.05	0.150

Los valores obtenidos de  $\bar{R}$  y  $R_p$  nos indica que los aceros IF estudiados se pueden utilizar en estampado extraprofundo, requerimiento esencial en la industria automotriz o línea blanca.

2.-Durante la caracterización microestructural de los aceros ultralimpios estabilizados con titanio, se identificaron los precipitados de TiN, los cuales se forman cuando el acero está en estado líquido. El TiS precipita durante el proceso de laminación en caliente aproximadamente a 1100°C. El  $Ti_4C_2S_2$  el cual precipita en el intervalo de temperatura de laminación en caliente de 950° a 1100°C. El TiC precipita durante los procesos de laminado en caliente y de enrollado.

3.-La presencia de estos precipitados juega un papel muy importante en el tiempo de recristalización, para los aceros ultralimpios estabilizados con titanio, se requiere aproximadamente de 500 segundos. (recocido estático)

4.- El incremento en el tiempo de recristalización del acero (IF) ultralimpio se atribuye a una nucleación de granos de ferrita, en los límites de grano con alto ángulo en las láminas deformadas en frío.



## REFERENCIAS

- 1.- R. Mendoza, J. Huante, G. Lugo, O. Alvarez-Fregozo and J. A. Juárez-Islas, J. of Materials Science and Performance, 8(5) (1999) 549.
- 2.- R. Mendoza, J. Huante, M. Alanis, C. Gonzalez-Rivera and J. A. Juárez-Islas, J. of Materials Science and Engineering, 276 (1-2) (2000) 203.
- 3.- R. Mendoza, J. Huante, M. Alanis, C. Gonzalez-Rivera and J. A. Juárez-Islas, J. of Materials Science and Performance, 101 (2000) 238.
- 4.- O. Kwon and K. Z. Min, International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels-94, The Iron and Steel Institute of Japan; May, 1994, 9.
- 5.- H. Takechi, ISIJ International; 34 (1), (1994) 1.
- 6.- H. Spitzer, Stahl und Eisen, ISIJ International 118 (1998) 67.
- 7.- H. Flossholzer, H. Jandj, K. Jungreitmeier and A. Viertauer, Stahl und Eisen, 118 (8) 1998, 63.
- 8.- Y. Ma and X. Wang, Iron and Steel, 33 (4) (1999) 65.
- 9.- T. Ohara and K. Sakata, Iron and Steel Society, 39 Mechanical Working and Steel Processing, Conf. Proc. 35 (1998) 307.
- 10.- J. Shi and X. Wang, J. of Materials Science and Performance, 8(6) (1999) 641.
- 11.- J. F. Changas, T. M. Hashimoto and W. A. Monteiro, Science, (1998) 117.
- 12.- M. Morita and Y. Hosoya, Iron and Steel Society/AIME, 39<sup>th</sup> Mechanical Working and steel Processing, Conf. Proc. 45 (1998) 185.
- 13.- H. Regle, A. Mirpux and S. Lanteri, Minerals, Metals and Materials Society/AIME, Grain Growth Polycrystalline Materials (III), 1998, 653.
- 14.- I. Tsukatani, ISIJ International, 38(6) (1998) 625.

- 15.- H. Takechi, Developments in high strength hot and cold rolled steels for automotive applications. Hot and cold sheet steels. Ed. Pradhan and Ludkovsky. TMS, 1988.
- 16.- W. H. Parks, C. S. Haggerty and T. R. Rock, Iron and Steel Engineer 74(10) (1997) 35.
- 17.- J. Dilewijns, D. Vanderschueren, D. Baetens, K. Mols and S. Claessens, Minerals, Metals and Materials Society/AIME, (1997) 467.
- 18.- M. Nadif, D. Brachet, Production of Ultra Low Carbon Steel at Sollac, Durkirk, Steelmaking Conference Proceedings, (1989), 227.
- 19.- T. Obara and D. Tsunoyama, Report of Committee on Low Carbon Sheet Steel, ISIJ, Tokio, (1987), 149.
- 20.- H. Takechi, O. Akisue and T. Yakushiji: Tsetsu-to-Hagané, 74 (1988), 1617.
- 21.- L. Meyer, International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokio, 1994, pp. 203.
- 22.- J. W. Pavia, Iron and Steel Engineer, 74(2) (1997) 53.
- 23.- Imao Tamura, Hiroshi Sekine, Tomo Tanaka, Chiaki Ouchi, "Thermomechanical Processing of High-strength Low alloy Steels", Butterworths 1988.
- 24.- R. Yoda, I. Sukatani, T. Inoue and T. Saito, ISIJ International, 34 (1994) 70.
- 25.- W. J. Lui, S. Yue and J. J. Jonas, Metall. Trans., 20A (1989) 1907.
- 26.- H. Kudielka and H. Rohde, Z. Krist, 111 (1960) 447.
- 27.- T. Miyoshi and S. Hashimoto, Tetsu-to-Hagane, 76 (1992) 862.

- 28.- X. Yang and D. Vandershueren: "Solubility Products of Titanium Sulphide and Carbosulphide in Ultra Low Carbon Steel", ISIJ International, Vol. 36, 1996.
- 29.- I. Tsukatani, Tetsu-to-Hagane, 74 (1988) 1501.
- 30.- N. M. Fonstein and O. A. Girina, International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1994, pp. 31
- 31.- A. W. Cramb and M. Byrne. Steelmaking and Practices For High Quality Interstitial Free Steels. Metallurgy of Vacuum-Desgassed Steel Products. R. Pradhan (ed), TMS, 1990, pp. 523.
- 32.- K. Kondo, K. Kameyama, H. Nishikawa, K. Hamagami, T. Fuji: "Comprehensive Refining Process by the Q-BOP-RH Route for Ultra Low Carbon Steels", Steelmaking Conference Proceedings, Vol. 72, 1989, 235.
- 33.- L. F. Porter, P. E. Repas. The Evolution of HSLA Steels. Journal of Metals. 1982.
- 34.- S. Claessens, D. Vanderschueren, D. Bultinck, L. Burgelman and J. Dilewijns, Swedish Society Technology, 1997, pp. 415.
- 35.- K. Ushioda and N. Yoshinaga, Swedish Society Technology, 1997, pp. 169.
- 36.- N. Tsuji, Y. Saito, H. Utsunomiya and S. Tanigawa, Scripta Materialia, 40(7) (1999) 795.
- 37.- T. Senuma and K. Kawasaki, ISIJ International, 34(1) (1994) 51.
- 38.- M. P. Butron-Guillen and J. J. Jonas, Iron and Steel Institute of Japan, 37 (1994) 123.
- 39.- L. M. Perera, I. A. Rauf, J. D. Boyd and S. Saimoto, The Minerals, Metals and Materials Society, 1994, pp. 27.

- 40.- G. Tither, C. I. Garcia, M. Hua and A. J. DeArdo, *ISIJ Int.*, 34 (1) (1994) 293.
- 41.- I. Gupta, T. Parayil and L. T. Shiang, *Proc. Of Symp, on Hot & Cold Rolled Sheet Steels*, Ed, R. Pradhan and G. Ludkovsky, TMS-AIME, Warrendale, 1988, 139.
- 42.- T. Matsumoto, Y. Tanaka and Y. Kawase, *Tetsu-to-Hagane*, 73 (1987) 637.
- 43.- S. K. Chang, RIST Research Report 2096A, Pohang, 1993.
- 44.- S. Satoh, T. Obara, M. Nishida and T. Irie, *Proc. Of Int. Symp. On Tech. of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steels*, Ed. R. Pradhan, TMS-AIME, Warrendale, 1985, 151.
- 45.- Y. Furono, A. Kawano, S. Sayanagi, M. Matsuda, H. Hayakawa and M. Shibata, *Tetsu-to-Hagane*, 72 (1987), S637.
- 46.- T. Nakamura and K. Esada, *Tetsu-to-Hagane*, 73 (1987) 1420.
- 47.- D. O. Wilshynsky-Dresler, D. K. Matlock and G. Krauss, *International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels*, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1994, pp. 13.
- 48.- O. Kwon and K. Z. Min, *International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels*, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1994, pp. 9.
- 49.- *Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products*, R. Pradhan, ed. TMS, Warrendale, Pennsylvania, 1990.
- 50.- *Interstitial-Free Sheet Steel, Processing, Fabrication and Properties*, L. E. Collins and D. I. Baragar, ed, Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum, Montreal, Quebec, 1991.

- 51.- Development in the Annealing of Sheet Steels, R. Pradhan and I. Gupta, ed, TMS, Warrendale, Pennsylvania, 1992.
- 52.- E. Lind, W. B. Hutchinson, Proc. 10<sup>th</sup> Int. Conf. On Textures of Materials (ICOTOM 10), Clausthal, Germany, 1995.
- 53.- T. Urabe and J. J. Jonas, ISIJ Int. 34 (1994) 435.
- 54.- W. G. Burgers and P. C. Louwerse, Z. Phys., 67 (1931) 105.
- 55.- P. Van Houtte, Textures and Microstructure, 19 (1991) 229.
- 56.- M. Sudo and I. Tsukatani, Mechanical Working and Steel Processing, AIME (1989) 547.
- 57.- H. Hayakawa, F. Furono, M. Shibata and T. Nobuyuki, Trans. ISIJ, 23 (1983) 434.
- 58.- R. E. Hook, A. J. Heckler and J. A. Elias, Metallurgical Transactions, 6A (1975) 1683.
- 59.- M. Abe, Y. Kokabu, Y. Hayashi and S. Hayami, Trans. JIM, 23 (1982) 718.  
H. Inagi, Trans. ISIJ, 24 (1984) 266.
- 60.- E. Lindh, B. Hutchinson and P. Bate, ICOTOM 10, Clausthal, (1993) 1.
- 61.- H. Katok, Proceedings of TMS-AIME Symposium on Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel, R. Pradhan ed., Warrendale, PA., (1985) 37.
- 62.- A. Okamoto, Proceedings of TMS Symposium on Metallurgy of Vacuum degassed Steel Products, R. Pradhan, Warrendale, PA., (1990) 161.
- 63.- N. Takahashi, in Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel, TMS, Warrendale, PA., USA (1982) 133.

- 64.- H. Erhart, H. Jugen and R. Moller, Arch. Eisenhüttenwes, 54 (1983) 285.
- 65.- J. H. Kim, Ph. D. Thesis, Seoul National University, m 1983.
- 66.- E. J. Bunge, Mathematische Methoden der Texturanalyse, Akademie-Verlag, Berlin, 1969, 31.
- 67.- Y. B. Park, S. K. Chang, D. Raabe and K. Lucke, Proc. Of the 10<sup>th</sup> ICOTOM, Claustal, 1993, 20.
- 68.- G. Ibe and K. Lucke, Arch. Eisenhüttenwes, 39 (1968) 693.
- 69.- K. Hashiguchi, La Revue de Metallurgie-CIT, 1990, 316.
- 70.- L. J. DeMeo, in IF Steel: Processing, Properties and Applications, CIM, Montreal, Canada, 1991.
- 71.- K. Tsunoyama, in Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products, TMS, Warrendale, PA., USA, 1990, 75.
- 72.- K. I. Nilsson & E. Johansson, in Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products, TMS, Warrendale, PA., USA, 1990, 143.
- 73.- R. Pradham, in 34th Conf. Proc. Vol. XX, ISS-AIME, Warrendale, PA., USA, 1993, 72.
- 74.- M. Hartherly, in Recrystallization 90, Metals and Materials Society, 1990, 59.
- 75.- W. C. Leslie, in The Physical Metallurgy of Steels, Techbook, Herdon, Virginia, 1991.
- 76.- P. Gangli and J. A. Szpunar, J. of Materials Processing Technology, 41 (1994) 325.
- 77.- D. G. Bradon, Acta Metal., 14 (1968) 1479.
- 78.- H. Inagaki, Z. Metallkunde, 81 (1990) 15.

- 79.- L. S. Toth, Metallurgical Transactions, 21A (1990) 2985.
- 80.- T. Kashima, Sh. Hashimoto, Totsu-to-Hagane, 77 (1991) 282.
- 81.- M. C. Flemings, "Solidification Processing", McGraw-Hill, New York, 1974.
- 82.- E. Scheil, Metallk., 34 (1942) 70.
- 83.- W. Kurz and D. J. Fisher, "Fundamentals of Solidification", Trans Tech Publications, 1984
- 84.- A. Z. Papapetroy, Krist., A92 (1953) 89.
- 85.- B. Chalmers, (ed.) "Principles of Solidification", Wiley, New York, 1964.
- 86.- R. W. Cahn, P. Haasen and E. J. Kramer, "Processing of Metals and Alloys", Vol. 15, Materials Science and Technology, 1991.
- 87.- M. Aziz, J. Appl. Phys., 53 (1982) 115.
- 88.- W. Kurz, B. Giovanola and R. Trivedi, Acta Metall., 34 (1986) 823.
- 89.- Z. Morita, T. Tanaka and T. Yanai, Metall, Trans, B, 18B (1987) 195.
- 90.- H. Takechi, Invited Lecture "Metallurgical Aspects of IF Sheet Steel from Industrial Viewpoints, in Physical Metallurgy of IF Steels, Tokyo, Japan, May 10-11, 1994, pp.1-8.
- 91.- J. A. Elias and R. E. Hook, Proceedings "Mechanical Working and Steel Processing IX", TMS-AIME, New York, 1970, pp. 348.
- 92.- R. H. Goodenow and J. F. Held, Met. Trans. A, 1 (1970) 2507.
- 93.- M. Fukuda, Tetsu-to-Hagane, 53 (1967) 559.
- 94.- W. B. Hutchinson, K-I Nilsson and J. Hirst, Proceedings "Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products", TMS-AIME, Ed R. Pradhan, Warrendale, Pennsylvania, 1990, p. 109.

- 95.- M. Takahashi and A. Okamoto, *Trans. Iron Steel Inst. Japan*, 19 (1979) 391.
- 96.- P. V. R. Evans, J. C. Bitcon and I. F. Hughes, *J. Iron and Steel Inst.*, 207 (1969) 331.
- 97.- I. F. Hughes and R. C. Hudd, *British Patent*, 1236598, 1971.
- 98.- W. B. Hutchinson, *International Metal Reviews*, 29 (1) (1984) 25.
- 99.- N. Yoshinaga, K. Ushioda, S. Akamatsu and O. Akisue, *ISIJ International*, 34 (1994) 24.
- 100.- R. Mendoza, J. Camacho, G. Lugo, C. Lopez, L. Herrera, J. Reyes, C. Gonzalez and J. A. Juarez-Islas, *ISIJ Int.*, 37 (2), 176 (1997).
- 101.- S. V. Subramanian and J. Gao, in *International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels*, IF.IFS-94, ed. The Iron and Steel Institute of Japan, 53 (1994).
- 102.- H. Takechi, O. Akisue and T. Yamada: The report presented at the Committee for Ultra Pure Steel, *ISIJ*, (1989) 20.
- 103.- S. Satoh, T. Obara, J. Takasuki, A. Yasuda and M. Nishida: *KSC Tech. Report*, 16 (1984) 273-279.
- 104.- C. W. Price, *Acta Metall. Mater.*, 38 (5), 727 (1990).
- 105.- W. M. Rainforth, M. P. Black, R. L. Higginson, E. J. Palmiere, C. M. Sellers and I. Prabst, *Acta Met. Mater*, 50 (2002) 735.
106. I. Weiss, J. J. Jonas, *Met. Trans. A*, 11A (1980) 403.
- 107.- L. J. Cundy, in *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, eds. A. J. DeArdo, G. A. Ratz and P. J. Gray, PA, TMS-AIME, 1982, pp. 613.
- 108.- I. Weiss, J.J. Jonas, *Met. Trans. A*, IIA(1989) 403.



- 109.- L. Cundy, In Thermomechanical Processing of Microalloyed austenite. De Ardo, A.J. Ratz, P.J. Wray, ed., Warrendale, PA: TMS – AIME, 1982, pp.613.
- 110.- G. I. Taylor, J. Inst. Met., 62 (1938) 307.
- 111.- J. F. W. Bishop and R. Hill, Phil. Mag. 42 (1951) 414
- 112.- H.J. Bunge, Krist. Technik, 5(1970) 145.
- 113.- D. Raabe, Compat. Mater, 19(200) 13.
- 114.- L.J. Ruiz–Aparicio, C. I. Garcia and A.J. DeArdo, Mat.and Mat.Trans.A, 32A (2001) 2325.
- 115.- Y. Hayakawa and J.A. Szpunar, Acta Mater., 45(6)(1997) 2425.
- 7.- 10. B. Hutchinson, Acta Metall, 37 (1989) 1047.
- 116.- E. Lindh, B. Hutchinson and p. Bate., Mat. Sci. Forum, 157–162 (1994) 997.
- 117.- M. Abe, Y. Yokobayashi, Y. Hayashi and S. Hayami, Trans. Japan Int. Metals 23 (1982) 718.
- 118.- H. Inagaki, Trans Iron and Steel Inst. Japan, 24 (1984) 266
- 119.- A. Bodin, J.Sietsma and S.Vandar Zivaas, Mat.and Mat.Trans. A,33A (2002) 1589.
- 120.- R.K. Ray, M.P. Butron – Guillen, J.J. Jonas and G. E. Ruddle, Iron and Steel Inst. Jpn. Int., 82(2) (1992) 203.
- 121.- Ju, Yon Kang. Dong-IK Kim. And Hu-Chul Lee. Texture development in low carbón sheet for automotive application. Parte II Control de texture and microestructure in steels procceding of international conference on microestructure and materials 5-7 2008 Jamshedpur, India