

00574
3



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**OPTIMIZACIÓN DE ACEROS
ULTRALIMPIOS PARA SU
APLICACIÓN EN LA INDUSTRIA
AUTOMOTRIZ**

MAESTRO EN CIENCIAS

(MAESTRÍA EN METALURGIA)

P R E S E N T A

RENÉ GUARDIÁN TAPIA



MÉXICO, DF.

ENERO 2002

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**



Universidad Nacional
Autónoma de México



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 SEGÚN EL TEMA

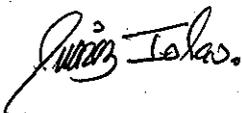
Presidente: M en I. Bernardo Campillo Illanes.
Primer Vocal: Dr. José Luis Albarrán Gómez.
Secretario: Dr. Carlos González Rivera.
Primer Suplente: Dr. Ramiro Pérez Campos.
Segundo Suplente: Dr. Carlos Ángeles Chávez.

Sitio donde se desarrolló el tema:

CENTRO DE CIENCIAS FÍSICAS, U.N.A.M.

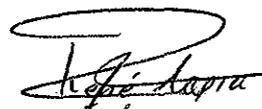
Laboratorio de Cuernavaca.

DIRECTOR DE TESIS



Dr. Julio Alberto Juárez-Islas.

SUSTENTANTE



René Guardián Tapia.

Comité tutorial ampliado asignado por el H. Consejo Interno de Posgrado de la Facultad de Química al Presente Trabajo:

Dr. Ramiro Pérez Campos.

M en I. Bernardo Campillo Illanes.

AGRADECIMIENTOS.

Al Dr. Ramiro Pérez Campos, Dr. Julio Alberto Juárez-Islas y M en I. Bernardo Campillo Illanes.

Por la dirección del proyecto de tesis.

M en I. Bernardo Campillo Illanes.

Por las valiosas enseñanzas, comentarios y sugerencias a este trabajo.

Deseo expresar un profundo agradecimiento a la **Dra. Carmen Cisneros.**

Por la confianza y el apoyo brindado.

Dr. José Luis Albarrán Gómez, Dr. Carlos Ángeles Chávez, Dr. Osvaldo Flores Cedillo, Sr. Anselmo González, M en I. Arturo Molina, M en I. Andrés Aguilar Negrete, M en I. Isai Rosales Cadena, Ing. Juan Manuel Zagal Sánchez.

Porque me han enseñado que la cultura se adquiere leyendo libros; pero el conocimiento del mundo, que es mucho más necesario, sólo se alcanza leyendo a los hombres y estudiando las diversas ediciones que de ellos existen.

Rosa Maria Ramos Hernández.

Por su incondicionable apoyo moral y por su motivación a seguir el camino de la superación.

Guadalupe Yadira Lamas Arroyo.

Por su apoyo y comprensión para superar los obstáculos encontrados en mi camino y lograr la consolidación de este objetivo.

A los miembros del jurado por los valiosos comentarios a este trabajo.

Al consejo nacional de Ciencias y Tecnología (CONACYT) por el apoyo con una beca durante la realización de los estudios.

Agradezco a mis **padres.**

Maria de la Paz Tapia Suárez.
Santiago Guardián Hernández.

Porque me han enseñado a ser un hombre fiel, dedicado, responsable y justo, y porque me han dado el tesoro más grande que un padre puede darle a su hijo la educación y el amor.

A mis **hermanos**

Juan, Cecilia, Fidel, José Trinidad, Irma, Hilda, Oralia, Raúl, José Luis y María de los Ángeles.
Porque me han ayudado a luchar, dándome totalmente su confianza para seguir las metas que he escogido.

ÍNDICE

	Páginas
CAPÍTULO I	
1. INTRODUCCIÓN.	1
CAPÍTULO II	
2. FUNDAMENTO TEÓRICO.....	4
2.1. Aceros ultra limpios.....	4
2.2. DESARROLLO Y CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS IF.....	5
2.2.1. Desarrollo.....	5
2.2.2. Aceros libres de elementos Intersticiales.....	7
2.2.3. Clasificación.....	8
2.3. PROCESOS DE FABRICACIÓN DE ACEROS IF.....	11
2.3.1. Horno básico de oxígeno.....	12
2.3.2. Horno de arco eléctrico.....	14
2.3.3. Degasado al vacío.....	16
2.3.4. Proceso de Colada Continua.....	18
2.4. PROCESOS DE LAMINACIÓN.....	21
2.4.1. Laminación en caliente.....	21
2.4.2. Laminación basta.	26
2.4.3. Laminación final.....	30
2.4.4. Proceso de enrollado.....	32
2.4.5. Laminación en frío.....	33
2.4.6. Tratamiento de recocido.....	35
2.4.7. Laminación de ajuste.....	38
CAPÍTULO III	
3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	39
3.1. Composición química.....	39
3.2. PROCESOS DE LAMINACIÓN.....	39
3.2.1. Laminación en caliente.....	39
3.2.2. Proceso de enrollado.....	40
3.2.3. Laminación en frío.....	40
3.2.4. Recristalización.....	40
3.3. ANÁLISIS MÉTALOGRAFICO.....	41
3.3.1. Corte.....	41
3.3.2. Desbaste.....	41
3.3.3. Pulido.....	42

3.3.4. Ataque químico.....	42
3.3.5. Preparación de muestras para microscopía electrónica de transmisión.....	42
3.4. TÉCNICAS PARA LA CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	42
3.4.1. Microscopía óptica.....	42
3.4.2. Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	43
3.4.3. Microscopía electrónica de transmisión (MET).....	43
CAPÍTULO IV	
4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	44
4.1. Caracterización microestructural en condición de colada continua.	44
4.2. Caracterización microestructural del acero laminado en caliente.....	49
4.3. Caracterización de la placa laminada en frío.....	54
4.4. Caracterización microestructural durante el recocido de las placas.....	57
4.5. Correlación de las propiedades mecánicas del acero IF.....	63
CAPÍTULO V	
CONCLUSIONES.....	65
CAPÍTULO VI	
Bibliografía.....	66
Apéndice A.	
Propiedades Mecánicas. Ensayos de tensión.....	71
Apéndice B.	
Medición de la constante Lankford.	71

CAPÍTULO I

1. INTRODUCCIÓN.

En los últimos años los aceros microaleados (HSLA) se han establecido como materiales ideales para una gran variedad de aplicaciones, entre las cuales se pueden citar las siguientes: aceros estructurales, recipientes a presión, en plataformas petroleras, en donde se suelda a gran escala y las estructuras terminadas son sometidas a cientos de ciclos de fatiga y están expuestos a un medio corrosión.

Uno de los mayores atractivos de estos aceros es que poseen una excelente combinación de propiedades como alta resistencia, ductilidad, tenacidad y soldabilidad; que aunado a los bajos costos de su producción los hacen ser una familia de aceros muy atractiva desde el punto de vista de los grandes consumidores.

Uno de los sectores industriales de mayor consumo es la industria automotriz, en donde el consumo de láminas para carrocerías ha ido en aumento, con relación al incremento en las propiedades para estampado profundo que se ha logrado con estas láminas.

Es claro que este incremento en la formabilidad, característica principal de este tipo de láminas de acero, se ha debido a que la industria siderúrgica ha ido modificando sus procedimientos de fabricación, lo que ha contribuido a que los elementos de impureza se hayan casi eliminado en su totalidad. Existe, por otro lado, un mayor control en el tamaño de grano y por consecuencia desarrollo de texturas muy favorables para la estampabilidad.

Una nueva generación de aceros microaleados ha despertado un gran interés en la industria automotriz, son los aceros libres de elementos intersticiales (IF), principalmente por su excelente formabilidad y estampado profundo ^[1].

En los años 70's se llevaron a cabo los primeros intentos de obtener aceros IF a través de la adición de Nb y Ti a niveles estequiométricos, para poder estabilizar el C y N, como carburos y nitruros. Sin embargo, debido a que el contenido total de los elementos intersticiales es de alrededor de 300 ppm en aceros comerciales, este tipo de tecnología resulta muy costoso. No fue sino hasta la década de los 80's en que formalmente se introducen los aceros IF, introduciendo diferentes procesos para la fabricación de láminas para estampado profundo ^[1].

Es reconocido ampliamente que disminuyendo la cantidad de elementos intersticiales como C y N ^[2,3], en la aleación sólida de ferrita, se contribuye marcadamente a mejorar la estampabilidad de láminas recocidas y láminas en frío.

Los aceros libres de elementos intersticiales son también denominados ultralimpios (IF) y se estabilizan con Nb y Ti, mediante combinaciones adecuadas ^[6,7]. Los contenidos atómicos de Nb y Ti son básicamente mayores a los de C y N, debido a que el carbonitruro es usualmente un compuesto. Sin embargo el comportamiento de la precipitación durante el proceso de fabricación, durante la laminación en caliente o en el recocido influye fuertemente sobre las propiedades mecánicas de las láminas.

El desarrollo de los aceros IF, así como en general de los aceros microaleados, se ha visto fuertemente influenciado por la aplicación de métodos modernos de producción. Con la adopción de tecnologías modernas de degasificación al vacío ^[4,5], ha sido relativamente fácil producir estos tipos de aceros con proporciones de C y N por debajo de 30 ppm.

Por otro lado, con la introducción de nuevos procesos tecnológicos también ha sido posible desarrollar aceros microaleados para forja automotriz, los cuales presentan una microestructura del tipo ferrita-perlita, teniendo como propósito inicial eliminar los costos del tratamiento térmico, debido a que durante la forja es posible obtener una microestructura de alta resistencia y tenacidad, (bainita inferior con carburos autorevenidos); lo cual implica la eliminación de un tratamiento térmico, de recalentamiento, temple y recocido.

La ruta tecnológica implícita en la producción de aceros microaleados y aceros IF para aplicaciones de estampado profundo y extraprofundo ^[1] (extra-deep-drawing grades) implica una vez controlada la composición química requerida en el baño metálico, solidificación por colada continua, laminado en caliente, laminado en frío y eventualmente recocido de recristalización.

En cada una de estas etapas se pueden formar o disolver en la matriz precipitados que pueden involucrar TiN, TiS, Ti₄C₂S₂ y el TiC etc., los cuales pueden afectar el proceso a través de su efecto sobre la formación de la microestructura resultante de cada una de las etapas mencionadas ^[89].

Actualmente el conocimiento de los precipitados que se muestran durante el procesamiento de aceros IF es muy limitado a pesar de la gran importancia que esto significa para un adecuado control de la microestructura del producto final.

Por lo anterior, el objetivo del presente trabajo es identificar los precipitados que se presentan en un acero de ultra bajo carbono después de cada una de las siguientes etapas de procesamiento: colada continua, laminación en caliente, laminación en frío y recocido. Procesado en ISPAT Mexicana S.A. de C.V. Cd. Lázaro Cárdenas, Michoacán.

CAPITULO II

2. FUNDAMENTO TEÓRICO.

2.1. Aceros ultra limpios.

Los aceros IF microaleados es el desarrollo más reciente en aceros que requieren de una excelente formabilidad y estampado profundo ^[8]. Ha sido ampliamente reconocido que disminuyendo la cantidad de C y N de la solución sólida de la ferrita ^[9,10], contribuye marcadamente en mejorar la formabilidad en placas recocidas y laminadas en frío.

A principios de los setenta la estabilización del C y N se obtenía mediante la adición de niveles estequiométricos de Nb y Ti para obtener carburos y nitruros, respectivamente. Sin embargo, debido a que el contenido total de elementos intersticiales era alto (300 ppm) en los aceros comerciales, el uso de esta tecnología resulta ser de costos elevados. Con la adopción de la tecnología moderna de degasificación en vacío ^[11,12], es relativamente fácil producir aceros con menos de 30 ppm de carbono y nitrógeno, dando como resultado la introducción de la tecnología de los aceros IF microaleados.

Los aceros ultra limpios denominados de ahora en adelante aceros IF se han estabilizado con, Nb, Ti y mediante una combinación adecuada de Nb + Ti ^[4,13].

Los aceros IF, cuando son estabilizados únicamente con Ti, éste se combina con el N y el S antes que con el C. Cuando se añade Ti y Nb, la cantidad de Ti añadida debe de ser lo suficiente para reaccionar con el N y el S, mientras que el C reacciona con el Nb.

Cuando únicamente se utiliza al Nb, el C se combina con el Nb mientras que el Al estabiliza al N. En este caso, el S presente reacciona con el Mn. En los tres casos, una resistencia adicional puede lograrse por medio de la adición de dispersoides en solución sólida seguido por un tratamiento térmico de envejecimiento.

El incremento de la resistencia y tenacidad es un requerimiento primario en los aceros usados en la industria de la construcción. Sin embargo, para algunas aplicaciones como en el caso de los componentes de los aceros fabricados por laminación en frío para carrocerías, la formabilidad es la principal característica requerida. En particular la clave tecnológica para producir láminas de aceros con un incremento en sus propiedades para estampado profundo, es la eliminación de elementos de impureza, la cual permite el desarrollo de una textura favorable y control de tamaño de grano ^[8].

El proceso para la fabricación de láminas de acero involucra: aceración, laminación en caliente, laminación en frío y recocido. Este tipo de proceso posee una mejor posibilidad para mejorar la formabilidad de los aceros, incluyendo la optimización de la composición química, en condiciones de laminación y del proceso de recocido; en consecuencia produce ahorro en el consumo de energía y para mejorar la eficiencia en la producción. Por otro lado, se han desarrollado nuevos procesos tales como, realizar el laminado en caliente inmediatamente después de obtener el planchón por colada continua y de manera continua, el tratamiento de recocido.

Recientemente, para el ahorro en el consumo de combustible, en los automóviles ha sido necesario diseñar una carrocería ligera fabricada a partir de lámina delgada. Para lograr esto se desarrollan aceros de alta deformabilidad y alta resistencia. Los aceros IF son utilizados en la industria automotriz por su excelente comportamiento al estampado profundo. En el futuro tenderá competir en la fabricación de productos que actualmente se laboran con aleaciones no ferrosas y plásticos^[9].

2.2. DESARROLLO Y CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS IF.

2.2.1. Desarrollo.

El desarrollo de los aceros de alta resistencia para la fabricación de lámina se ha dividido en tres importantes períodos (ver Tabla 2.1) que consisten principalmente de lo siguiente:

- a). En este primer periodo donde se le dio mucha importancia a la seguridad del conductor, pero estas láminas presentaban una resistencia a la tensión por debajo de los 60 kgf/mm^2 , y su formabilidad no era aceptable.
- b). Debido a la primera crisis de combustible, la demanda social fue la de reducir el peso en la carrocería de los automóviles. Actualmente las carrocerías de menor peso se han establecido como uno de los principales fundamentos de la industria automotriz. Esta segunda generación de aceros fue utilizada para la elaboración de piezas en donde el requerimiento es un alto grado de deformación plástica, además, ayudando hacer más eficiente la producción, la cual utilizó las ventajas del recocido continuo, e inicio su empleo justamente en este tiempo.
- c). Actualmente, en la tercera etapa de desarrollo de los aceros conformables, lo que se busca es que posea una buena calidad, la cual se consigue principalmente por la combinación con otros materiales^[10].

Períodos	Aceros	Método de manufactura	Aplicación.
1 ^o	Convencionales con Mn y Si. Endurecido por precipitación.	Recocido por lotes.	Partes de seguridad de bajo grado.
2 ^{do}	Calmados y refosforizados duales.	Recocido continuo.	Paneles exteriores e interiores.
3 ^o	Súper HSS IF de alta resistencia a la fatiga.	Recocido continuo.	Paneles, chasis y partes funcionales.

Los aceros para láminas fabricados comercialmente y que son empleados de manera particular en la elaboración de partes estampadas, fueron clasificados formalmente por su constante de Lankford (valor de r), y por su valor de elongación total ^[11]. El valor de r en láminas metálicas es considerado como una medida experimental de su estampabilidad e indica la capacidad que tiene para resistir el adelgazamiento cuando es sometida a fuerzas de tensión. También está relacionado con las orientaciones cristalográficas preferenciales en el metal policristalino. Mientras que la elongación total es el grado de deformación o alargamiento que el material puede soportar sin romperse ^[9].

En la Figura 2.1 se ilustra la clasificación de las láminas de aceros conformables, donde se muestran las regiones correspondientes para cinco grados de láminas para estampado y son:

1. Los de calidad comercial (CQ).
2. Los de calidad de estampado (DQ).
3. Los de calidad de estampado profundo (DDQ).
4. Los de calidad de estampado extraprofundo (EDDQ).
5. Recientemente, sin embargo un acero de grado súper estampado extraprofundo (súper EDDQ) ha comenzado a tener una gran demanda, sobre todo por la industria automotriz, debido al incremento en las necesidades de los consumidores. De tal manera, que hoy en día, se requieren láminas de alta formabilidad con valores de $r=2$ y valores de elongación por arriba de 50% ^[11].

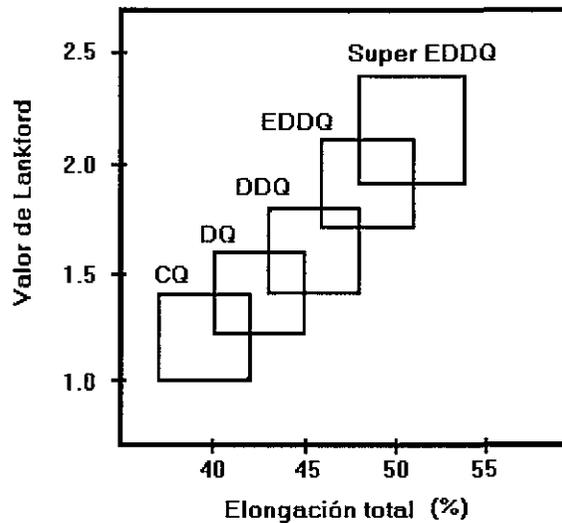


Figura 2.1. Clasificación de láminas de acero conformable.

Los aceros comúnmente empleados para la fabricación de láminas para estampado profundo son:

- Aceros calmados, estos tipos de aceros le agregan pocas cantidades de aluminio; son usados para la elaboración de lámina comercial para conformar, pero sus propiedades mecánicas son comparables a los productos típicos, por lo que no resultan ser adecuados para un estampado profundo y solo son empleados en proceso de doblado.
- Los aceros calmados con Al, resultan ser aceros limpios aun cuando se oxidan pueden presentar valores de r entre 1.5 a 1.8, con lo cual se puede obtener láminas de calidad, para estampado profundo.
- Finalmente los aceros IF, están considerados como aceros de grado EDDQ, ya que se pueden obtener valores de r por arriba de 2^[9].

2.2.2. Aceros libres de elementos Intersticiales.

Una de los avances más importante de la metalurgia en los últimos años han sido la producción de los aceros microaleados. Estos aceros tienen gran demanda dentro de las industrias de la construcción, la de energía y la automotriz.

Los aceros microaleados se establecieron como materiales ideales para una gran variedad de aplicaciones. Un ejemplo es la fabricación de vigas estructurales, los cuales requieren de alta resistencia a la tensión, excelente tenacidad y excelente soldabilidad^[12,13]. Sin embargo con la adopción de la tecnología moderna de la degasificación en vacío, es relativamente fácil

producir aceros con menos de 30 ppm de C y N, dando como resultado la introducción de la tecnología de los aceros IF ^[4,5]. Este primer acero sin elementos intersticiales disueltos, fue formulado y fabricado en 1970, y fue caracterizado por tener excelentes propiedades mecánicas para la laminación en frío, un excelente endurecimiento por deformación y resistencia al envejecimiento.

Estos aceros son lo mas reciente en el desarrollo que requieren de una excelente formabilidad para el estampado profundo^[1], ya que se ha establecido que disminuyendo la cantidad de carbón y nitrógeno de la solución sólida de la ferrita se contribuye marcadamente a mejorar la formabilidad en placas de acero laminadas en frío y recocidas ^[11,14].

La manera de estabilizar C y N en los aceros IF es mediante la adición adecuada a niveles estequiométricos de formadores de carbonitruros tales como Nb y Ti ^[6,7]. El Ti estabiliza al N y al S antes que el C. Por otro lado, cuando se añade Ti y Nb, la cantidad de Ti añadida debe ser lo suficiente para reaccionar con N y S, mientras que el C debe reaccionar con el Nb. Cuando únicamente se emplea Nb como estabilizador, éste se combina con el C, mientras que el Al estabiliza al N. En este último caso el S presente reacciona con el Mn, para formar los MnS que puede ser dañinos ^[15].

La evolución que se ha generado en los aceros IF para estampado profundo, se muestra en la Tabla 2.2.

Etapas	Necesidad	Aplicación	Innovación.
Ciclo1	Mejora la propiedad de doblez y estiramiento.	Placas ligeras y laminadas en caliente.	Bajo contenido de C y S, control en la morfología de inclusiones.
Ciclo2	Mejora la resistencia a la tensión de los aceros laminados en frío	Disminución en peso de partes automotrices.	Bajo contenido de C y endurecimiento por precipitación.
Ciclo3	Estampado profundo.	Conformado de partes automotrices.	Ultra bajo contenido de C, adiciones de Nb y Ti y, bajo contenido de P.

2.2.3. Clasificación.

Como ya se ha mencionado, los aceros IF, se caracterizan por tener una excelente deformabilidad en frío y resistencia al envejecimiento, por lo que son usados para laminas con moderado nivel de resistencia. Para poder satisfacer los diferentes requisitos que demandan las láminas de acero, es necesario un ajuste en la composición química. A partir de estos requerimientos, los aceros IF han sido clasificados en tres diferentes tipos:

1. Los aceros que contienen Ti.
2. Los aceros con Nb.
3. Los aceros con Ti y Nb.

El control de la composición química en estos aceros es crítico puesto que influye en el grado de conformabilidad, determinado y principalmente por los contenidos de Ti, Nb, S, C y N dependiendo del tipo de acero IF.

Los aceros estabilizados con Nb y Nb +Ti, muestran en sí un efecto entre la composición y las propiedades mecánicas. Por esta razón los efectos causados por la composición química se pueden dividir en dos secciones ^[15]. Los aceros IF estabilizados con Ti, y los aceros IF estabilizados con Nb y Nb+Ti. Las adiciones de Ti, se llevan acabo con el propósito de fijar elementos intersticiales tales como el C y el N, lo cual mejora grandemente el valor de Lankford ^[16].

La cantidad crítica de Ti, necesario para obtener un excelente valor de r (2 a 3), puede expresarse de acuerdo con las siguientes relaciones ^[17], las cuales determinan las cantidades de Ti efectivo (Ti*), de Ti en solución [Ti], y de Ti como precipitados de carburo de Ti (TiC). Asumiendo que la mayoría de S, N y C son estabilizados con compuestos de Ti, las relaciones son:

Titanio efectivo ----- $Ti^*(\%) = Ti(\%) - (48/32) S (\%) - (48 / 14) N(\%)$.

Titanio en solución ----- $[Ti](\%) = Ti^*(\%) - (48 / 12) C (\%)$.

Precipitado de titanio ----- $Ti^*/C >> 1: TiC(\%) = [(48 + 12) / (12)] C(\%)$

Precipitación de titanio ----- $Ti^*/C << 1: TiC(\%) = [(12 + 48) / 48] Ti^*(\%)$.

H. Takechi^[18], ha reportado que los aceros IF presentan un máximo de 53% de elongación, cuando la cantidad de Ti es alrededor de 0.01%, en peso. Por otro lado, el porcentaje de elongación se deteriora a medida en que la cantidad de Ti se incrementa. Sin embargo, la relación con que decrece el porcentaje de elongación es menor, comparada con los aceros IF estabilizados con Nb, el cual no ejerce su efecto considerable según ha sido reportado ^[18].

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, el N se fija con el Ti, necesitando alrededor de 0.006%Ti para fijar 150 ppm de N. El Al y el Nb son también útiles para fijar al N. 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 ductilidad. Por lo que se ha concluido que las adiciones de Ti son preferibles para la fijación del N desde el punto de vista de retener la ductilidad del producto final ^[18].

El carburo de Nb (NbC) precipita en las hojas laminadas en caliente, precipitado que es útil para controlar el tamaño de grano y cambiar posteriormente las texturas de las hojas. También se forman texturas de recristalización favorables para obtener altos valores de Lankford en los productos finales. Sin embargo, cuando las cantidades de los precipitados de NbC son muy grandes en las hojas laminadas en caliente, el tamaño de grano durante el recocido, tiende a ser más fino y el valor de la ductilidad se deteriora. La cantidad necesaria de Nb es de alrededor de 0.007% con el propósito de controlar la textura. Mientras que se requiere de aproximadamente 10 ppm para fijar al C, como NbC ^[18].

Los aceros IF con Ti se han desarrollado y utilizado ampliamente como una lámina de acero endurecido por horneado (BH), debido a su buena formabilidad y alta resistencia. Generalmente un acero BH, contiene una pequeña cantidad de C y N, 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 y sus precipitados son grandemente afectados por los tratamientos. En los aceros IF con Ti, algunos sulfuros tales como MnS, TiS y Ti₄C₂S₂, precipitan en conjunto con el TiC y el TiN. Especialmente el Ti₄C₂S₂, el cual precipita durante el recalentamiento de los planchones, el precipitado juega un papel importante en el control de los átomos de soluto de carbono ^[19].

La estructura cristalina del Ti₄C₂S₂ fue estudiada primero por Kudielka y Lui, quienes identificaron un sulfuro precipitando en aceros microaleados con Ti como Ti₄C₂S₂ y no Ti₂S ^[20,21]. En base a estos estudios, se conoce que en los aceros al Ti, existen varios tipos de precipitados tales como el TiN, TiS, Ti₄C₂S₂ y el TiC, los cuales afectan significativamente a las propiedades mecánicas del producto final ^[22].

Con respecto al comportamiento de la precipitación de estos compuestos, muchas investigaciones ^[23] y los productos de solubilidad han sido casi totalmente identificados ^[24]. En contraste con esos precipitados, el número de estudios sobre el comportamiento de precipitación de los sulfuros y su influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros IF estabilizados con Ti es limitado.

Los aceros IF, son generalmente aceros en donde el C restante así como el N en solución son removidos en la forma de precipitados, mediante la adición de Ti y/o Nb, con el propósito de obtener láminas con una alta estampabilidad. Los contenidos atómicos de Nb y Ti deben ser básicamente mayores a los contenidos de C y N, debido a que el carbonitruro es generalmente un compuesto estequiométrico. Sin embargo, el comportamiento de la

precipitación durante el proceso de producción, tal como el laminado en caliente o el recocido, influye grandemente sobre las propiedades finales de las láminas fabricadas de acero IF.

Por ejemplo, se ha reportado que las condiciones de los precipitados y el carbono en solución en bandas, cambian durante el recalentamiento del planchón, el laminado en caliente, la temperatura de enrollado ^[6,25] y el tamaño de grano o textura ^[26].

Los aceros IF moderados, presentan una buena deformabilidad en frío, la cual es reflejada particularmente por su bajo límite de fluencia. Por otra, parte el límite de fluencia esta influenciado por la ausencia de átomos intersticiales disueltos y de los siguientes parámetros ^[9]:

- El contenido de elementos y trazas de elementos que causan el endurecimiento por solución sólida.
- La cantidad y dispersión de precipitados.
- El tamaño de grano ferrítico.
- Los pasos de laminación.
- Porcentaje de recristalización.

En cuando al efecto del C en los aceros IF, la presencia reducida de este elemento en solución mejora las propiedades mecánicas, especialmente el valor de Lankford. Las adiciones de Ti se hacen entonces, con el fin de fijar los átomos de soluto de elementos intersticiales, tales como el C y el N ^[17].

2.3. PROCESOS DE FABRICACIÓN DE ACEROS IF

La ruta para la fabricación de acero IF adoptada por muchas industrias siderúrgicas, se ilustra en la Figura 2.2. Este proceso involucra la obtención de arrabio en alto horno o mediante hornos eléctricos, seguido por una refinación primaria en un convertidor. Posteriormente se realiza un degasado al vacío y, finalmente la obtención de los planchones de acero mediante colada continua ^[27].

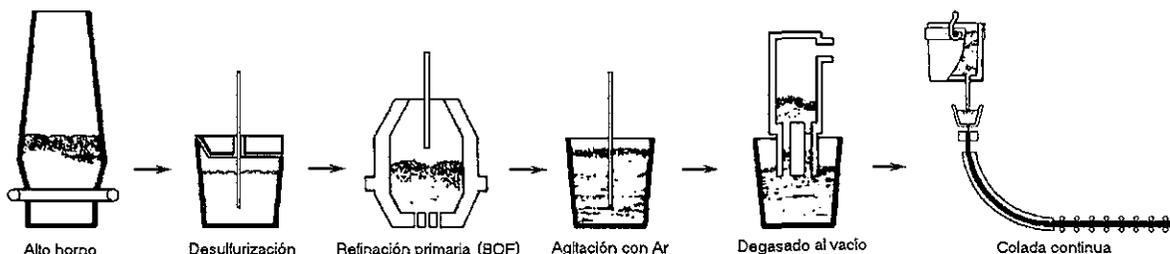


Figura 2.2. Producción de aceros IF.

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

2.3.1. Horno básico de oxígeno.

Los primeros procesos utilizados para el refinamiento primario de los aceros IF son los procesos básicos de oxígeno. El más empleado es el horno básico de oxígeno (BOF), en el cual durante todo el proceso se inyecta oxígeno desde la parte superior, a través de una lanza enfriada por agua. Otro equipo utilizado en este proceso es el conocido como Q-BOP, donde el oxígeno es inyectado por la parte inferior, por medio de numerosas toberas. Algunos recipientes para refinación primaria mediante insuflado de oxígeno se ilustran en la Figura 2.3. Existen también convertidores llamados intermedios, los cuales son híbridos de los dos anteriores, en donde se combina la alimentación del gas por la parte superior e inferior, tal es el caso de horno K-BOP. Este proceso difiere de los otros, en el tipo de gas inyectado en la parte inferior y en la velocidad de flujo [28].

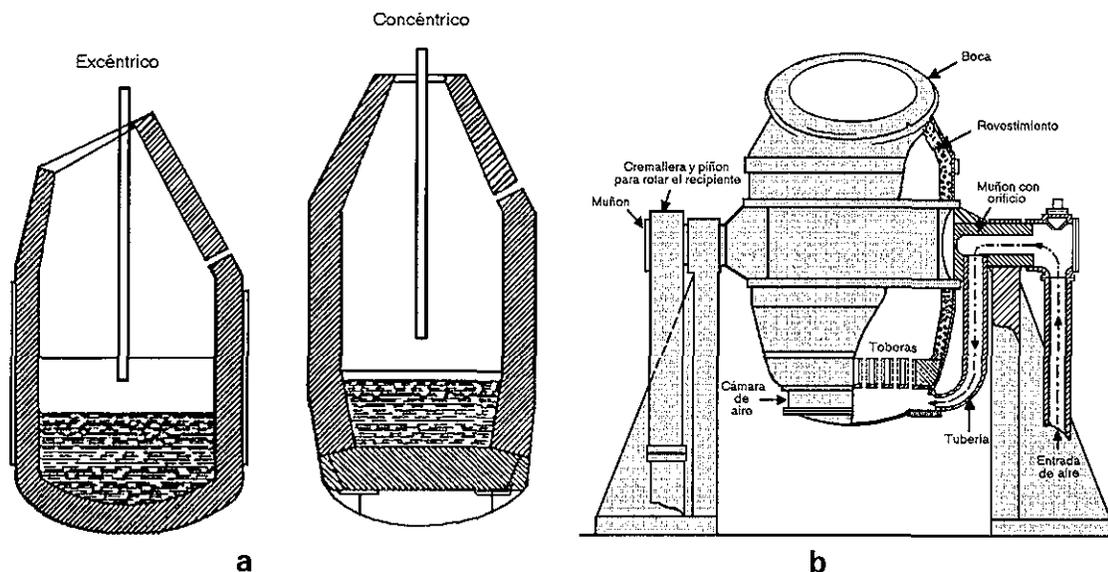


Figura 2.3. Convertidores de refinación primaria por inyección de O_2 de tipo a) BOF b) Q-BOP.

Independientemente del tipo de proceso utilizado, todos ellos tienen el mismo propósito el cual es el de remover el contenido de C hasta niveles óptimos, controlar los niveles de N y proveer suficiente temperatura para las etapas siguientes del proceso de aceración [28].

Durante este refinamiento primario del acero, la remoción de C 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 con la rapidez con que es alimentado el equipo con oxígeno, después de que el silicio ha sido removido, la velocidad de descarburización disminuye linealmente con el tiempo de insuflado hasta alcanzar aproximadamente 0.3% de carbono en peso [28].

Aunado a la descarburización se produce óxido de hierro (FeO) en menor o mayor grado, dependiendo de la velocidad de agitación de baño líquido. Durante el inicio del insuflado con oxígeno, la oxidación del hierro es posible desde el punto vista termodinámico. Sin embargo, ya que la reacción esta basada en el consumo de energía, el óxido más estable y que predomina es el monóxido de carbono.

Las considerables cantidades de FeO que se forman, son disponibles en la escoria. En general, en los procesos en donde se utiliza una agitación vigorosa, tiende a producir menor FeO. Esto, es que a medida que la velocidad de transporte de carbono a la interfase de reacción se incrementa por la agitación, se reduce la cantidad de oxígeno disponible para la formación de FeO ^[28].

La habilidad de la refinación primaria para remover al carbono al final del insuflado, depende de la intensidad de la agitación. Por ejemplo el proceso BOF no tiene una agitación en la parte inferior, pudiendo producir aceros con contenidos de carbono de 0.03% en peso al final del ciclo de insuflado, generando por otro lado, cantidades sustanciales de escoria relativamente altas en FeO. El proceso Q-BOF, por otro lado presenta una intensa agitación en la parte inferior, por lo que es capaz de producir aceros con contenidos de carbón tan bajos como 0.01% en peso al final de su ciclo de insuflado, con contenidos relativamente bajos de FeO en la escoria ^[28].

El control de carbono es importante, ya que de cierta manera controla el tiempo requerido en el proceso de degasado para alcanzar el contenido final de carbono. En general, a más bajos contenidos de carbono en el acero antes de entrar al proceso de degasado más corto será el tiempo requerido en el ciclo para llegar al contenido de carbono deseado. Por lo que la operación primaria de refinación, 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. Con procesos que combinan el insuflado de oxígeno con gas inerte, ha sido posible lograr bajos contenidos de C y a su vez la oxidación del acero líquido ^[28].

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, casi todo el tiempo es 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, puede introducir aire en la vasija de refinación, provocando una renitrogenación ^[29].

Sin embargo, el degasado 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 ^[30]. 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 degasador, no ocurrirá ninguna remoción de nitrógeno, presentándose en algunas ocasiones un aumento en su contenido debido a la filtración de aire.

2.3.2. Horno de arco eléctrico.

Hoy día, una parte de la producción total de aceros se realiza empleando el horno de arco eléctrico como parte inicial de su refinación. La mayor parte de los aceros que son refinados mediante este horno son los aceros especiales, tales como los inoxidables y los de alta aleación. Este horno de arco eléctrico, obtiene aceros con bajos porcentajes de fósforo y azufre, generalmente menores al 0.03% en peso; además se puede lograr que el porcentaje de carbono sea de al menos de 0.2 ó 0.3% por arriba de la especificación.

Los aceros que deben tener contenidos de elementos de aleación elevados, se elaboran exclusivamente en el horno de arco eléctrico. Algunos aceros ordinarios al carbono y de baja aleación también se producen por este proceso. Debido a que este tipo de hornos no necesita ni combustible fósil, ni aire, es posible lograr aceros con un contenido mínimo de impurezas. Además pueden agregarse costosos elementos de aleación sin mucha pérdida por oxidación ^[30].

El horno eléctrico común es un recipiente de acero totalmente revestido con ladrillos refractarios. Su capacidad oscila entre 5 y 300 toneladas. Los electrodos de carbón que van desde la parte superior al interior del horno, produciendo una corriente en el acero. En general, cuanto más cerca de la carga están los electrodos, tanto mayor será la temperatura que se genera. En la Figura 2.4 se muestra un horno de arco eléctrico convencional con su sistema de enfriamiento, en general, cuando más cerca de la carga estén los electrodos, tanto mayor será la temperatura que se genere. Este horno puede inclinarse para verter el acero fundido a los carros de transferencia o para la eliminación de la escoria ^[31].

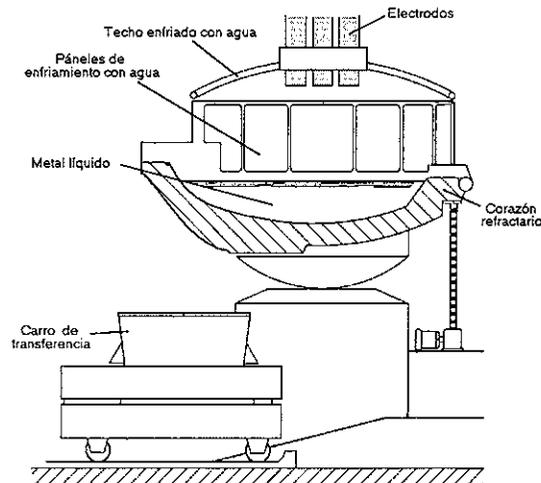


Figura 2.4. Horno de arco eléctrico.

Los hornos de arco eléctrico tienen características de instalación sencillas y menos costosas que las de cualquier otro tipo de horno utilizado para fabricar acero. El control preciso de la temperatura y una fundición limpia en una atmósfera libre de sulfuros, hace del horno eléctrico una proposición atractiva para la fundición de aceros de calidad. Los hornos de arco eléctrico son cargados con chatarra de acero limpio, piedra caliza y posiblemente antracita o electrodos rotos, como una fuente de carbono; pudiéndose inclusive cargar únicamente con hierro esponja. La temperatura del baño puede elevarse a una temperatura inicial de entre 1530 a 1550°C, mientras se realiza un análisis del acero líquido para decidir las acciones metalúrgicas requeridas para elevar la temperatura ^[30].

El azufre puede contaminar al acero de manera significativa dentro del horno de arco eléctrico a partir solamente de la carga inicial, por lo que una selección adecuada de la chatarra puede limitar el contenido de este elemento. Sin embargo, el azufre siempre está presente y es mejor removerlo después de remover el carbono y otros elementos oxidantes en la primera escoria. La manera de promover la desulfurización del acero líquido es agregando piedra caliza, fluorita y carbono. Estas reacciones generan en el acero líquido, una ligera agitación que ayuda a incrementar la velocidad de desulfurización y se estima que se puede remover hasta el 40% del azufre en el acero ^[30].

El nitrógeno es adicionado al baño del horno de arco eléctrico por medio de la carga, pero la mayoría es absorbido directamente de la atmósfera. Entre mayor sea la temperatura, mayor será la velocidad de absorción. El nitrógeno es reducido como gas durante la fundición del carbono, pudiéndose lograr cantidades de nitrógeno en el rango de 70 a 110 pmm. Al final del proceso se agregan desoxidantes tales como ferromanganeso, ferrosilicio y aluminio, así como otras ferroaleaciones para lograr la composición requerida por el acero ^[30].

2.3.3. Degasado 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 degasador. Para la práctica de limpieza en el proceso de aceración se debe tener cuidado de trasladar la mínima cantidad posible de la escoria. 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 [28].

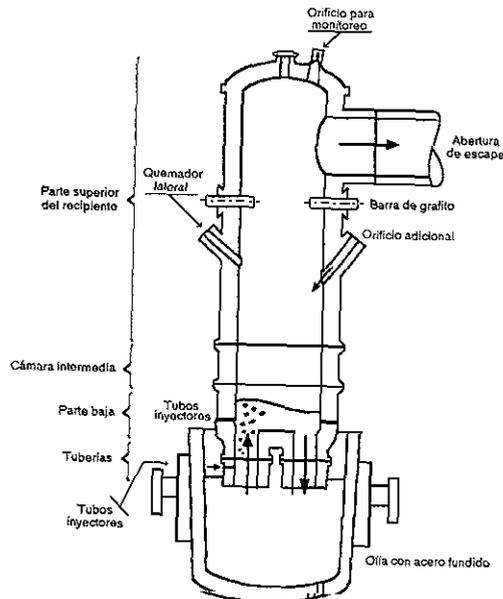


Figura 2.5. Diagrama esquemático de un degasificador RH.

El degasado en vacío (ver Figura 2.5) fue el primer proceso que se integró como continuación del proceso de refinación primaria, en la fabricación del acero. Los degasadores fueron introducidos en un principio para controlar el nivel de hidrógeno. Sin embargo, se observó que era posible darle otras aplicaciones, como por ejemplo, la fabricación de aceros más limpios [25].

El proceso de degasado al vacío de los aceros IF es necesario para lograr alcanzar los bajos contenidos de carbono requerido, los cuales generalmente se encuentran por debajo de 0.005% en peso. El degasador más utilizado en Japón y en los Estados Unidos es el RH, este tipo de degasador genera un vacío en la cámara y cuenta con dos tubos refractarios o boquillas que son sumergidos dentro del acero líquido en la olla. Posteriormente 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 este se mueva hacia arriba. El acero entra de nuevo a la olla a través de la otra boquilla. De esta manera se establece un flujo circulatorio de acero [4].

Indistintamente del tipo de degasador 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. La rapidez con que se lleva a cabo la descarburización estará determinada por la velocidad con que se insufla el oxígeno ^[6].

Sin embargo este proceso de descarburización continúa hasta que se obtiene el contenido de carbono deseado. Posteriormente 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 degasador o por medio de mediciones de la actividad de carbono en el metal líquido. La contaminación posterior con carbono, se mide por la reacción del acero con los refractarios y las ferroaleaciones que lo contienen ^[28].

El ciclo de degasado depende del contenido de carbono en el acero líquido al inicio de proceso y también de la velocidad de degasado. Para un degasador RH, la velocidad de descarburización aumenta con el incremento de la velocidad de recirculación y con el incremento de la velocidad del flujo del gas de argón. Está limitada por la cantidad de salpicaduras que pueden ocurrir dentro de degasador. A mayor cantidad de salpicaduras se tiene una mayor cantidad de acero acumulado dentro de degasador, lo cual puede producir problemas adicionales ^[26].

La velocidad de recirculación del metal está limitada por el diámetro interno de la boza. Boquillas de diámetro más grandes, permiten mayores velocidades de recirculación del metal y por lo tanto una velocidad más rápida de descarburización. En la práctica, se incrementa el diámetro interno de las boquillas mediante la disminución del espesor del material refractario. Sin embargo debe existir un límite antes de que el desgaste sea un problema, por lo que debe haber un balance entre la velocidad de recirculación del metal y el desgaste del refractario ^[28].

Después de que el acero es tratado con aluminio, la reacción de descarburización se detiene. Una modificación reciente llevada a cabo en los degasadores con recirculación, ha sido la introducción del insuflado de oxígeno al degasador durante la descarburización, con el propósito de remover más rápida la descarburización. La contaminación por carbono en el acero líquido, es debida principalmente al carbono contenido en los materiales refractarios y en los elementos adicionados al mismo acero ^[28].

Una vez que se efectúa la descarburización del acero, se oxida y se añaden ferroaleaciones requeridas para hacer el ajuste de la composición química. Por ejemplo, el Ti y el Nb requerido para estabilizar al carbono y al nitrógeno restante, es agregado en este momento ^[28].

Por otro lado, el degasador al vacío no es una herramienta efectiva para remover al nitrógeno del acero líquido. La velocidad de remoción del nitrógeno es normalmente controlada por una reacción química lenta sobre la superficie líquida del acero ^[32]. 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 degasado es particularmente bajo, no se llevará a cabo la remoción de nitrógeno. Algunas veces ocurre un incremento de nitrógeno debido a fugas en el sistema ^[33].

2.3.4. Colada continua.

El proceso de colada continua consiste en vaciar acero líquido a un recipiente intermedio, el cual tiene la función de controlar la velocidad de vaciado a los moldes de colada continua. Los moldes se encuentran refrigerados y cuentan con un movimiento vibratorio para evitar que el acero durante su solidificación se adhiera a ellos. Debido a que estos moldes carecen de fondo, cuenta con un dispositivo llamado inoculador 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. La Figura 2.6 muestra el arreglo típico de una máquina moderna de colada continua, la cual incluye sistemas automáticos de alimentación de polvo lubricante y de detección de fracturas en el molde ^[28].

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. Por otro lado, no existen problemas mayores durante la solidificación asociados con la colada de los aceros IF, siempre y cuando exista un adecuado 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 liquidus/solidus, por lo que debe asegurarse de que existe un sobrecalentamiento adecuado de acero, con el propósito de mantenerlo en estado líquido durante el transporte al molde ^[28].

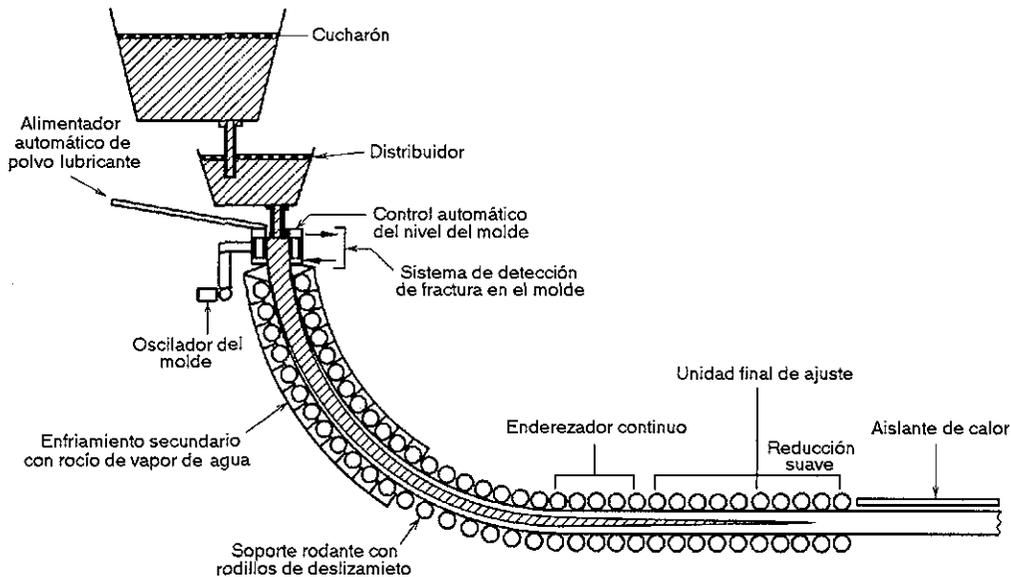


Figura 2.6. Máquina para la producción de lingotes por colada continua.

Controlar el contenido de carbono durante la colada de los aceros IF, es un problema grande o pequeño dependiendo del contenido de carbono deseado en el producto final. Sin embargo, si el contenido de carbono en el acero después de la operación del degasado es menor a las 30ppm y la especificación del producto es menor a los 50ppm, será necesario establecer ciertas practicas metalúrgicas. Para evitar el incremento de carbono debido a la contaminación se debe tener en cuenta la siguiente:

- 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.
- Eliminar el uso de polvos térmicos que contengan carbono. 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 mas alto al inicio de la colada, ya que el acero en el distribuidor estará en flujo turbulento, por lo que generalmente se añade mas polvo térmico. Los polvos térmicos normalmente contienen silicio con cantidades importantes de carbono.
- Reducir o eliminar el contenido de carbono en los polvos lubricantes con altos contenidos de carbono que se emplean frecuentemente.

De estas practicas, la eliminación de fuentes de C en los refractarios, mediante un recubrimiento con sílica, es la mejor manera de reducir la contaminación en el acero hasta en 3 ppm durante la operación de olla / continua ^[28].

La contaminación a través de los polvos lubricantes puede ser mínima, tanto como sea posible reducir la turbulencia en el molde. El mayor problema durante la operación es al inicio de la colada, ya que antes de que se forme la escoria líquida, hay una contaminación significativa debido a los polvos lubricantes. Generalmente se recomienda iniciar con lubricantes de bajo contenido C ^[28].

La contaminación de acero con N, se debe primeramente al contacto del aire con el acero líquido. Así por ejemplo, cuando el acero es transferido de la olla al distribuidor, se pueden alcanzar contaminaciones de N de hasta 20ppm ^[28].

Existen otros tipos de defectos en estos aceros: los defectos de oxidación e inclusiones exógenas. Los defectos de oxidación son debido a la formación de alúmina, mientras que las inclusiones exógenas son principalmente escoria ^[24,25].

El primer acero ferrítico sin elementos intersticiales en solución, tales como el carbono y el nitrógeno, fue formulado y fabricado en 1970. A este tipo de acero a los que actualmente se les denomina como IF. Los cuales tienen como principal característica, presentar excelentes propiedades mecánicas para la laminación en frío, comparando con los aceros para estampado convencionales. Estos aceros ofrecen una óptima deformabilidad en frío, un excelente endurecimiento por deformación y una completa resistencia al envejecimiento, sin embargo, el proceso metalúrgico de fabricación involucra también ciertos requisitos, como por ejemplo, facilidades para obtener el alto vacío y el uso de elementos de aleación de costo elevado ^[15].

El dinamismo en el continuo desarrollo industrial y tecnológico sobre el uso de los aceros IF, es un ejemplo típico del proceso de innovación en el área metalúrgica. Esto demuestra que las industrias acereras, no han llegado a un límite, si no que se encuentran en plena evolución. Desde el punto de vista industrial, este desarrollo ha sido determinado por un gran número de factores, entre los cuales destacan:

- a). El incremento de estrictos requisitos con respecto a las propiedades y calidad del acero para la fabricación de lámina.
- b). El mejoramiento e innovación de los equipos de refinación secundaria del acero y el aumento en la capacidad de producción del material.
- c). Un conocimiento más profundo y efectivo de los procesos que ocurren durante la producción de láminas de acero, a través de la investigación física y metalúrgica.

Bajo el ímpetu de estos factores y un trabajo intensivo de investigación, se ha podido introducir al mercado mundial lámina fabricada de acero IF para estampado a partir de la década de los 80's. Las diferentes tecnologías

utilizadas en la industria del procesamiento del acero y los requisitos de servicio de producción final, hicieron necesaria la adaptación de la composición química de la lámina para su uso en determinadas áreas.

Virtualmente todo el carbono y nitrógeno en los aceros IF están ligados como carburos y nitruros, ya sea de Ti, Nb y/o Al. La morfología de estos precipitados y su distribución en la microestructura tiene una gran influencia sobre su comportamiento durante la recristalización, y más importante en los productos laminados en frío y recocidos ^[15]. El proceso de producción convencional de laminas de acero IF a partir de planchones obtenidos por colada continua, generalmente incluye las siguientes etapas:

- Laminación en caliente.
- Laminación en frío.
- Recocido. Esta secuencia de pasos se ilustra en la Figura 2.7.

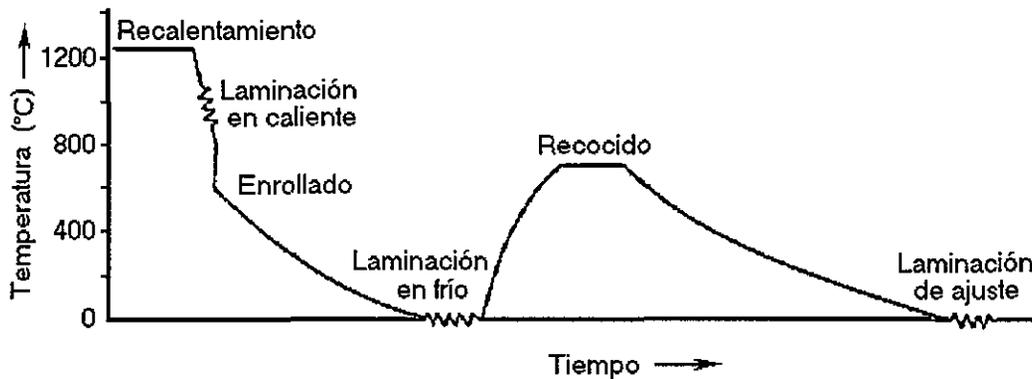


Figura 2.7. Etapas realizadas durante la producción de láminas de acero IF.

2.4. PROCESOS DE LAMINACIÓN.

2.4.1 Laminación en caliente.

El trabajo en caliente se ha utilizado para dar a los metales un cambio en su forma por deformación plástica esfuerzos de bajo nivel. Actualmente, con la deformación en caliente no solo se busca alcanzar la forma deseada, sino que también busca un mejoramiento en las propiedades mecánicas del material ^[36].

Antes de la década de los años 60's el proceso termomecánico controlado se basaba esencialmente en el conocimiento de las interrelaciones entre la deformación en caliente y las subsecuentes condiciones de enfriamiento, y cómo éstas repercutían en la microestructura resultante. Este proceso termomecánico tuvo como finalidad alcanzar las diferentes propiedades mecánicas deseadas ^[37].

De la década de los 60's a los 70's, se encontró que una pequeña adición de Nb, era efectiva en el incremento de la resistencia a la tensión, siendo este elemento ampliamente utilizado en la producción de aceros con alta resistencia

a la tensión. Debido a que los aceros al Nb producidos por laminación en caliente convencional, se obtenía una tenacidad pobre a baja temperatura, se llevaron a cabo esfuerzos tendientes a mejorar la tenacidad mediante la aplicación de una laminación controlada, para la producción de tubos de diámetro mayor. El efecto benéfico de la laminación controlada se explicó mediante la formación de granos austeníticos finos por recristalización justo arriba de la temperatura A_{r3} después de la deformación en caliente ^[37].

Entre los alcances obtenidos durante este periodo, fue la fabricación de los aceros microaleados, en los cuales, con un contenido bajo de carbono, la adición de elementos como el Nb y el V aunados a la laminación controlada, fueron factores indispensables para obtener una alta resistencia a la tensión y una excelente tenacidad ^[37].

De la década de los 70's a los 80's, se desarrollaron los aceros microaleados con alta resistencia mecánica y baja aleación (HSLA). Los mecanismos básicos del refinamiento microestructural durante la laminación controlada fueron sujetos de numerosos estudios. Quedando claro, que el refinamiento de la austenita por recristalización, no fue el único mecanismo para el refinamiento de la ferrita, y que la austenita deformada por debajo de su temperatura de recristalización fue también capaz de producir una ferrita fina, debido al número de núcleos de ferrita que operaban durante la transformación de austenita a ferrita ^[38]. Esta reducción acumulativa durante la laminación, por debajo de la temperatura de laminación austenítica es un parámetro importante en la aplicación de la laminación controlada.

De la década de los 80's a los 90's, se introdujo el primer sistema en línea de enfriamiento acelerado en los molinos de placas japonesas ^[39]. Este fue capaz de incrementar la resistencia sin modificar la tenacidad y por lo tanto, una alta resistencia a la tensión pudo obtenerse con un carbón equivalente bajo. Tales equipos de enfriamiento fueron posteriormente instalados en muchos molinos de laminación de placas en todo el mundo, y se utilizaron en combinación con la laminación controlada.

En vista de esta situación, ninguno de los dos procesos, laminación controlada o enfriamiento acelerado, por si solos pueden proveer apropiadamente el rango completo de la tecnología moderna de aceros estructurales, por lo que la terminología de procesamiento termomecánicamente controlada fue introducida para denotar laminación y/o enfriamiento controlado.

Durante cuarenta años la laminación en caliente, a estado en práctica, en la producción de placas de aceros estructurales. Cuando en la misma línea de laminación, se incorpora el enfriamiento acelerado después de la laminación en caliente, se puede controlar la estructura antes de la laminación en frío y de

mejorar las propiedades mecánicas; recibe el nombre de proceso termomecánicamente controlado ^[36].

Los procesos termomecánicamente controlados son tecnologías integradas donde todos los factores de fabricación tales como la composición química, la temperatura del recalentamiento, la laminación en caliente y el enfriamiento se optimizan. Su aplicación esta siendo aprovechada en diferentes tipos de productos además de las placas.

La función de la laminación controlada, es introducir deliberadamente dentro de la austenita, heterogeneidades microestructurales, las cuales actúan como sitios de nucleación para la ferrita durante la transformación de austenita a ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$). En principio, la modificación de la estructura de la austenita, para producir granos de ferrita finos durante la transformación, se lleva a cabo mediante:

- a). La disminución de la temperatura de recalentamiento, tanto como sea posible para obtener un tamaño de grano pequeño inicial de austenita, previo a la laminación.
- b). Optimización del paso intermedio de laminación (e.i arriba de los 900°C), con el propósito de obtener un tamaño de grano austenítico refinado a través, de una repetida recristalización.
- c). Por deformación de la austenita por debajo de su temperatura de recristalización, con el propósito de incrementar el área de superficie por unidad de volumen del límite de grano de la austenita, mediante la elongación del grano e introducir bandas de deformación.

Estos tres efectos son aditivos con respecto al refinamiento del grano ferrítico. En los aceros estructurales, el refinamiento de la microestructura es la única vía de mejorar simultáneamente la resistencia a la tensión y tenacidad a baja temperatura. El proceso termomecánicamente controlado, primero alcanza un refinamiento general de tamaño de grano, mediante la optimización de las condiciones de procesamiento durante la laminación en caliente. Para esto se emplean temperaturas de recalentamiento menores a las temperaturas de recalentamiento requeridas en la laminación convencional. Estas temperaturas varían de acuerdo con los requisitos impuestos por las propiedades mecánicas deseadas ^[36].

En la Figura 2.8, se muestra una laminación convencional y dos de laminación controlada, una de ellas con enfriamiento acelerado. Las propiedades mecánicas obtenidas mediante los procesos termomecánicamente controlados, son muy superiores a los que se pueden obtener en aceros normalizados o

templados con la misma composición química. Esto es debido principalmente, a la refinación del tamaño de grano. El enfriamiento acelerado es llevado a cabo después de la laminación controlada a velocidades de enfriamiento de alrededor de los 10°C/s en el rango de temperaturas críticas de transformación de los 750°C a los 500°C, iniciándose el enfriamiento arriba de la temperatura A_{r3} . Este proceso refina aún más la microestructura, modificando algunas veces la microestructura de ferrita a bainita [36].

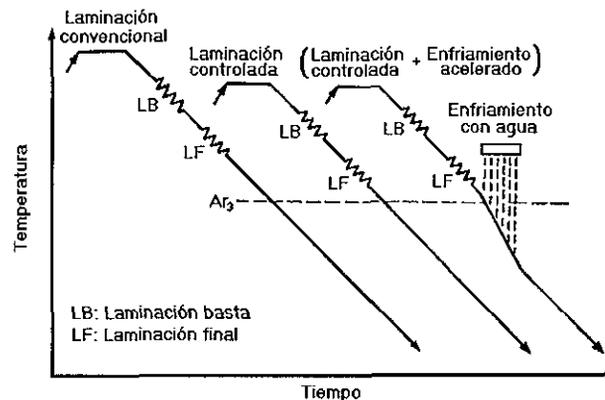


Figura 2.8. Esquema comparativo entre la laminación convencional y la controlada.

Debido a que los molinos de laminación existentes para placas de acero, no son tan resistentes como para soportar las altas deformaciones a las bajas temperaturas requeridas para la laminación convencional controlada, se ha desarrollado una laminación de recristalización controlada. Esta laminación consiste en terminar el proceso por arriba de la temperatura de recristalización austenítica, con el propósito de obtener un refinamiento de tamaño de grano moderado [40]. Aunque esta laminación puede ser menos efectiva en el mejoramiento de las propiedades mecánicas, sigue siendo una técnica útil.

Recientemente, el uso de pequeñas cantidades de Ti, (< 0.02% en peso), las cuales deben de ser cuidadosamente controladas, estas pequeñas cantidades se emplean para provocar la precipitación de partículas de nitruro de Ti (TiN) [41]. Este tipo de precipitado restringe el crecimiento de los granos de austenita recristalizada durante la laminación controlada, dando como resultado un tamaño de grano óptimo de la ferrita, generada por la transformación de la austenita debido al número de núcleos de ferrita.

Para una composición dada, la morfología de los precipitados y la microestructura están controladas por los parámetros de laminación en caliente. Estos parámetros son: la temperatura de recalentamiento, los porcentajes y números de pasos de deformación, la velocidad de laminación, y la temperatura final de laminación y de enrollado, etc. El control de estos factores es crítico para obtener buenas propiedades. Además, la habilidad para

controlar los parámetros de laminación en caliente puede gobernar los requerimientos de composición química del acero ^[15].

La operación de laminación en caliente, es dividida generalmente en las siguientes etapas: recalentamiento, laminación basta, laminación de acabado y enrollado ^[37].

La temperatura de recalentamiento determina el tamaño de grano inicial de la austenita, si la temperatura de recalentamiento es la más baja, el tamaño de grano austenítico será más pequeño. Usualmente, la temperatura de recalentamiento para la laminación convencional es de aproximadamente 1250°C, para minimizar la carga de laminación y la potencia requerida.

El recalentamiento del planchón, se realiza a temperaturas de entre 1100 y 1300°C. Obviamente a temperaturas mayores, se facilita el proceso de laminación del acero, proporcionando además una microestructura deseable al final del laminado en caliente y después del recocido. Sin embargo el empleo de altas temperaturas involucra un consumo mayor de energía lo que puede traducirse en un aumento en costos de producción.

Actualmente el cambio de fundición de lingotes para la obtención de planchones por colada continua, ha incrementado la eficiencia de la producción y ha reducido el consumo de energía. Algunas plantas, por lo tanto, realizan la laminación en caliente del planchón inmediatamente después de la colada continua. Con esto, el acero ya no requiere de un tratamiento de recalentamiento por separado ^[9].

El carbono y el nitrógeno se encuentran en tres maneras en los aceros IF ^[42].

- Formado TiC y TiN en los aceros estabilizados con Ti.
- En los aceros adicionales con Ti y Nb, forman NbC y TiN.
- En aceros estabilizados con Nb se encuentra como NbC y AlN.

Dependiendo del nivel del Ti, los aceros IF estabilizados con Nb y Ti, pueden contener también TiC o AlN. La temperatura de recalentamiento del planchón, como etapa inicial de la laminación en caliente, controla la disminución de estos precipitados. Por lo tanto, esta temperatura representa el primer paso del control de la morfología de los precipitados, del tamaño de grano, de las bandas de deformación, su efecto sobre la recristalización y las propiedades finales del acero.

Comparando la disolución de carburos y nitruros que ocurren en los aceros estabilizados con Ti con la de los aceros estabilizados con Nb durante el recalentamiento; se observa una disminución completa de NbC a 1100°C; del Al a los 1250°C, pero la disolución de los precipitados de carbonitruros de Ti,

no es completa a los 1250°C^[43]. Además los precipitados de Ti(C, N) en aceros con Ti, fueron mucho más finos y numerosos a temperaturas de recalentamiento de 1250°C que a 1000°C, sobre todo en las bandas de deformación. Por lo tanto, el efecto que tiene la temperatura de recalentamiento, es probablemente más notorio en los aceros adicionados con Ti que en aquellos que se estabilizan únicamente con Nb. Sin embargo la disolución de carburos y nitruros, están controladas por los niveles de C, N y de los elementos que forman carbonitruros, que indica los efectos de la temperatura de recalentamiento sobre los aceros^[44].

Un gran número de autores^[43,48] han reportado el efecto de la temperatura de recalentamiento sobre las propiedades mecánicas de los aceros IF. Existen algunas diferencias en sus trabajos, pero en general coinciden en que las propiedades de estos aceros no son afectadas de manera adversa, y en general mejoran el valor de Lankford y la ductilidad con la disminución en la temperatura de recalentamiento. Este efecto llega a ser más notorio en los aceros estabilizados con titanio que en los aceros adicionados con Nb.

De manera particular, algunos estudios^[43,44] establecen que el efecto de la temperatura de recalentamiento depende del nivel efectivo de los elementos de aleación, por ejemplo el Ti. Se ha encontrado también que a niveles altos de adición de aleantes, la influencia de la temperatura de recalentamiento es muy pequeña. Por otro lado, a bajos niveles de aleación, el valor de r es mejorado de manera significativa con el uso de temperaturas de recalentamiento bajas, es específicamente el caso de los aceros IF estabilizados con Ti.

La ventaja de las bajas temperaturas de recalentamiento es que genera grandes precipitados, y esto es mucho más notorio en los aceros con porcentajes de carbono relativamente altos. Además, existe un efecto muy pequeño sobre la elongación y un efecto moderado en la reducción de los valores de Lankford al reducir la temperatura final de laminación^[49,50]. Este efecto es diferente para los aceros adicionados con titanio, en donde la temperatura de recalentamiento puede ser menor que la necesaria para los aceros adicionados con Nb, ya que en estos últimos los precipitados de sulfuro y de carbonitruros se forman a mayores temperaturas.

2.4.2. Laminación basta.

El papel de los pasos de laminación basta, es el de reducir el tamaño de grano austenítico de manera progresiva por medio de una recristalización repetida dentro de cada paso. Cuando más finos son los granos austeníticos previos a la deformación, más finos serán los granos de la austenita después de la recristalización. De manera similar, mientras más baja sea la temperatura de laminación, mas fino será, el grano de la austenita recristalizada, debido al crecimiento limitado después de la recristalización. En resumen, durante esta

etapa, el refinamiento del grano austenítico es mayor a medida que la temperatura promedio de laminación disminuye. Además, el porcentaje de reducción en el espesor de la lámina es mayor ^[36].

Por arriba de los 900°C-950°C, la austenita recrystaliza después de la deformación en caliente en un porcentaje que dependerá de la cantidad de deformación y de la temperatura. Cuando la temperatura de laminación es menor al rango de temperatura de recrystalización de la austenita, el tamaño de grano ferrítico es refinado ^[51].

Cuando se realiza la deformación durante la laminación en un rango de temperaturas bajo, en el cual la austenita no recrystaliza, los granos de austenita se llegan a elongar y el área superficial de los granos por unidad de volumen se incrementa. Esto da lugar a un mayor número de sitios potenciales para la nucleación de ferrita.

La deformación realizada en la zona de no recrystalización, también produce características lineales, frecuentemente llamadas bandas de deformación, dentro de los granos de austenita. Todos estos fenómenos microestructurales se ilustran en la Figura 2.9. Estas bandas de deformación son capaces también de actuar como sitios de nucleación de ferrita.

Los granos finos de austenita deformada pueden de esta forma ser transformados a granos de ferrita muy finos en su interior, debido a este incremento de sitios de nucleación. Este efecto es incrementado con el aumento de la deformación de la laminación acumulada, por abajo de la temperatura de recrystalización y la cantidad de esta deformación, está muy relacionada al mejoramiento de las propiedades mecánicas ^[36].

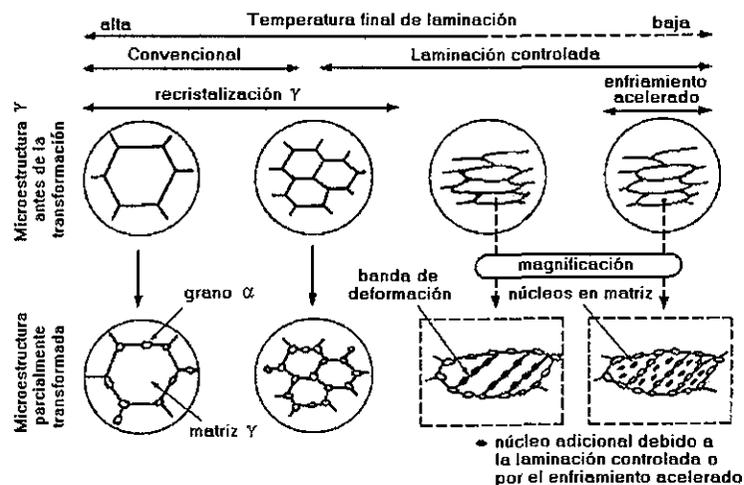


Figura 2.9. Ilustración esquemática de los cambios microestructurales en la austenita durante la laminación en caliente, para mostrar donde ocurre la nucleación de la ferrita durante la transformación.

El enfriamiento acelerado de la austenita recristalizada, refina los granos ferríticos resultantes de alguna forma, pero no de manera significativa. Por otro lado, el enfriamiento acelerado de los granos de austenita sin recristalizar puede activar numerosos núcleos de ferrita en el interior de los granos, además de aquellos que se activan por las bandas de deformación. Todos estos factores contribuyen en suma, al refinamiento del grano ferrítico.

El enfriamiento acelerado también modifica la estructura transformada mediante el remplazamiento de la perlita por un mayor porcentaje de bainita finamente dispersa, la cual también mejora la resistencia del acero ^[36]. Todos estos efectos de los procesos termomecánicos controlados se intensifican por la adición de elementos microaleantes.

Por ejemplo el Nb incrementa la temperatura de recristalización austenítica lo que da como resultado una mayor cantidad de granos austeníticos sin recristalizar. Aún más, el Nb en solución modifica el comportamiento de transformación por su efecto de endurecimiento para producir ferrita fina y un incremento en la fracción de bainita.

El vanadio también, tiene un efecto endurecedor similar, y debido a que sus carburos tienen una mayor solubilidad comparado con el Nb, puede dar lugar a un efecto mayor de endurecimiento por precipitación. Sin embargo, el vanadio no es tan efectivo para incrementar la temperatura de recristalización de la austenita, como lo es el Nb, por lo que es menos efectivo para generar granos de austenita sin recristalizar en la laminación controlada convencional ^[36].

La laminación en caliente controlada, tiene como función introducir deliberadamente dentro de los granos de austenita heterogeneidades microestructurales, que actúen como sitios de nucleación de ferrita durante la transformación austenita→ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$). En principio, la modificación de la microestructura de la austenítica, para producir granos finos de ferrita durante la transformación, se lleva a cabo mediante los siguientes mecanismos:

- a). Por la disminución de la temperatura de recalentamiento tanto como sea posible para obtener un tamaño de grano inicial pequeño de austenita, previo a la laminación.
- b). Optimizando los pasos intermedio de laminación (arriba de los 900°C), con el propósito de obtener un tamaño de grano austenítico refinado, a través de una recristalización repetida.
- c). Por deformación de la austenita por abajo de su temperatura de recristalización, con el propósito de incrementar el área superficial por unidad de volumen del límite de grano de la austenita, mediante la elongación del grano e introducir bandas de deformación.

Estos tres factores, en conjunto proporcionan en general un refinamiento en el tamaño de grano ferrítico.

Una parte importante en relación con la laminación en caliente controlada, es el efecto de los elementos de aleación. En el diseño de aleación de estos aceros, se deben considerar dos factores: por un lado la optimización del contenido de los principales elementos de aleación como son el carbono, manganeso, cobre, níquel, cromo y el molibdeno; mientras por otro lado, el uso suficiente de los elementos microaleantes como el Nb, Ti, V y Al ^[52].

Los principales elementos de aleación, determinan la temperatura de transformación A_{r3} . A medida que la temperatura de A_{r3} es disminuida, el rango de temperatura de trabajo para el régimen de austenita no recristalizada es más amplio. Por lo que es posible la formación de una gran cantidad de austenita sin recristalizar, una baja temperatura de A_{r3} también suprime el crecimiento de grano de la ferrita transformada lo cual genera una ferrita refinada. El uso de C es generalmente minimizado debido a la necesidad de obtener un acero con buena soldabilidad, ductilidad y tenacidad. Por lo que para disminuir el valor de la temperatura de transformación, es necesaria una buena combinación en la adición de otros elementos aleantes tales como Mn, Ni y Cu ^[36].

Por otra parte los elementos microaleantes controlan tres parámetros importantes en la laminación controlada, uno de ellos es el tamaño de granos austenítico recalentado, otro es el retardar la recristalización de la austenita y finalmente modificar el comportamiento de la transformación. El tamaño de grano recalentado es refinado mediante el efecto de los precipitados finos de (AlN), Nb(CN) y (TiN), y depende de la temperatura de recalentamiento.

El Nb y el Ti se disuelven en la austenita a la temperatura de recalentamiento, suprimiendo fuertemente su recristalización durante y después de la deformación en caliente. Por lo tanto la temperatura de recristalización es incrementada por más de 100°C, lo cual permite en la etapa final de laminación controlada, iniciar a temperaturas de laminación significativamente altas.

Inicialmente el Nb en solución en austenita, produce un refinamiento de grano ferrítico adicional durante la transformación de austenita a ferrita; sobre todo cuando el tamaño de grano austenítico previo a la transformación ha sido refinado de manera adecuada. El Nb y el Ti disueltos en la austenita, endurecen a la ferrita por la precipitación de finos carburos, nitruros y/o carbonitruros durante y después de la transformación. Todos estos efectos de los elementos microaleantes hacen de ellos constituyentes indispensables en la laminación controlada del acero ^[36].

Para los aceros IF, la laminación en caliente es realizada por arriba de la temperatura crítica de transformación A_{r3} ($>900^{\circ}\text{C}$). Con esto se busca proveer a los aceros de propiedades excelentes para el estampado profundo.

También se ha reportado ^[51], el efecto que tiene el porcentaje de reducción por laminado en caliente, así como la velocidad de dicha laminación, en aceros que presentan bajos contenidos C y adiciones de Ti y Nb. Este comportamiento se dividió en tres grupos. Para aceros con contenido de carbono por arriba de 0.005% en peso, la precipitación de carburos ocurre en la región austenítica y el efecto de la reducción por laminación en caliente sobre las propiedades mecánicas es muy pequeño.

Para aceros con contenidos en el rango de 0.003 a 0.005% en peso de carbono y con relaciones estequiométricas de Nb o Ti con el C y el N; tanto el valor final de r como la elongación depende principalmente del porcentaje de reducción y velocidad a la cual se realiza la laminación en caliente. Esto se consideró que se debía a una influencia de la laminación en caliente sobre la precipitación de carburos, finalmente en los aceros con cantidades de carbono debajo de 0.003% en peso, existe un ligero efecto de la reducción en caliente, con lo que se obtienen altos valores de Lankford.

2.4.3. Laminación final.

Esta etapa es donde se realizan las últimas deformaciones requeridas a la lámina a una temperatura específica. La temperatura de inicio para llevar a cabo los pasos finales de laminación, puede no estar especificadas, pero generalmente están en rango de 950 a 850°C . Por debajo de este rango de temperaturas, puede ocurrir en cierto grado alguna recristalización fina de granos de austenita, pero la mayoría de los granos alargados de austenita no recristaliza.

Aunque estos cambios microestructurales contribuyen a refinamiento de la ferrita, la contribución a partir de granos de austenita no recristalizada es la más importante. El efecto producido por la austenita no recristalizada al refinamiento del grano ferrítico, está cercanamente relacionado a la deformación acumulativa en los pasos de deformación por debajo de la temperatura de recristalización de la austenita. La temperatura final de laminación es también importante en la determinación de cuando la laminación es concluida en la región austenítica, austenítica \rightarrow ferrítica o, ferrítica ^[36].

Las condiciones finales de laminación en caliente, específicamente, la temperatura final de laminación, tales como el porcentaje total de reducción y de la velocidad de laminación tiene una influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros IF. Sin embargo, los efectos de estas condiciones sobre las propiedades, son difíciles de establecer o generalizar. En muchas

instancias, estos efectos están relacionados con otros factores tales como la temperatura de recalentamiento y/o con la composición química del acero, específicamente en el caso de los aceros adicionados con Nb ^[36], por lo tanto los efectos de la temperatura final de laminación en caliente pueden variar de acero a acero.

El efecto de la temperatura final de laminación en caliente en los aceros IF estabilizados con Ti, ha sido reportado por numerosos autores ^[15,45,53]. Aunque existen algunas diferencias, todos ellos coinciden en que la temperatura final afecta muy poco a los valores de Lankford a los aceros adicionados con Ti. El valor de r muestra un descenso continuo, con una disminución en la temperatura final de laminación, sobre todo en el rango de 750 a 880°C ^[45].

También se mostró que el efecto que la temperatura final de los aceros adicionados con Ti, es influenciado por la temperatura de recalentamiento. El efecto de la temperatura final de laminación sobre el valor de r , es más significativo cuando se emplean temperaturas de recalentamiento mayores o iguales a los 1200°C, que cuando se usan temperaturas menores a los 1000°C. Sin embargo, la ductilidad sufre ligeros cambios en el caso de estos aceros. Por lo tanto existen dos factores importantes que recomiendan utilizar altas temperaturas (arriba de A_{r3}) al final de la laminación:

- a). Uno de ellos es que en piezas estampadas obtenidas de láminas en las que se empleó una temperatura baja al final de la laminación, se pueden encontrar zonas muy estriadas ^[53].
- b). Con una temperatura final menor a la temperatura A_{r3} , la transformación de fase ferrita a partir de austenita, es probable que ocurra en la parte final del laminado, lo que origina una disminución considerable en el esfuerzo de cedencia en el acero ^[54].

En contraste en los aceros adicionados con Ti en los cuales el efecto de la temperatura final es pequeño; en los aceros estabilizados con Nb, el efecto de la temperatura final de laminación es muy significativo. Tanto el valor de Lankford como el de la ductilidad, se incrementa al disminuir la temperatura final de laminación ^[55].

En cuanto a los aceros estabilizados con Nb + Ti, se ha observado que el efecto de la temperatura final de laminación es más notorio en estos, que en los aceros adicionados únicamente con Ti ^[47,48]. El valor de r en los aceros con Nb + Ti aumenta, al incrementarse la temperatura final al rango de 830° a 920°C. Además, se recomienda que en el caso de utilizar bajas temperaturas de laminación en productos comerciales, la laminación final debe ser realizada

en la fase ferrítica para evitar la transformación de la fase austenítica→ferrita durante el laminado.

El efecto de la temperatura final de laminación depende por sí solo de la temperatura de recalentamiento. Altos valores de r pueden llegar a obtenerse a partir de aceros laminados parcial o completamente a la región ferrítica para reducir el C disuelto y para ajustar a la unidad, la relación atómica entre el elemento aleante y el C ^[50].

2.4.4. Proceso de enrollado.

La morfología, tamaño y distribución de los precipitados TiC y NbC, juegan un papel crítico en la determinación de las propiedades de los aceros IF. Los precipitados relativamente grandes y ampliamente espaciados, mejoran el desarrollo de una textura en el componente (111), la cual es necesaria para lograr un material con altos valores de r .

Mientras que una alta densidad de precipitados finos, inhiben la recrystalización y el crecimiento de grano, causando que las propiedades sean relativamente inferiores. Así mismo factores, tales como la composición química, la temperatura de recalentamiento, y las condiciones finales de laminación en caliente; la temperatura de enrollado es el paso final para el control de la morfología de los carburos ^[15].

Algunos estudios han reportado el efecto de la temperatura de enrollado sobre las propiedades de los aceros IF estabilizados con Ti ^[15,47]. En general, los resultados de estos estudios muestran que las propiedades mecánicas son afectadas al incrementar la temperatura de enrollado, por ejemplo el valor de r y la ductilidad aumenta mientras que la resistencia disminuye. El efecto de esta temperatura en las propiedades de los aceros con adiciones de Ti, es también influenciado por el exceso de Ti* efectivo. Para bajos niveles de Ti*, la temperatura de enrollado tiene un mayor efecto, pero este efecto disminuye con el incremento de Ti* ^[47].

En el caso de los aceros que contienen Nb+Ti y también para los que tienen únicamente Nb, el efecto de la temperatura de enrollado sobre las propiedades es más relevante que en los aceros que solo contiene Ti. Por ejemplo, existe un fuerte incremento en el valor de r y de la ductilidad de aceros con Nb cuando la temperatura de enrollado es elevada a 600 a 720°C.

Mientras que los diferentes productores de lamina de acero IF estabilizados con Ti emplean bajas y altas temperaturas de enrollado, los productores de aceros IF estabilizados con Nb, siempre emplean temperaturas de enrollado por arriba e incluso igual a 680°C ^[15].

El incremento de los valores de r , se pueden obtener incluso usando altas temperaturas de enrollado. Se ha observado que al incrementar las temperaturas, sobre aceros con amplio rango de contenido de C, se logra una disminución en la resistencia a la fluencia y a la tensión y un incremento a la elongación ^[56].

Pero también, se ha encontrado que disminuyendo la temperatura de enrollado en los aceros estabilizados con Ti, se tiene una menor influencia sobre el esfuerzo de fluencia de los materiales recocidos de manera continua ^[57]. En el caso de los aceros adicionados con Nb y con Nb+Ti, se requieren de altas temperaturas de enrollado para hacer posible que el Nb reaccione con el C y con el N, que aún se encuentra disuelto ^[58].

2.4.5. Laminación en frío

Después del decapado, láminas entre 1.5 a 6 mm de espesor aproximadamente, son laminadas en frío. Generalmente en un tren de laminación continuo, hasta alcanzar espesores de 0.2 a 3 mm. Las reducciones aproximadamente de un 70% en la laminación en frío, producen condiciones óptimas para darle al acero una excelente estampabilidad ^[9].

Los aceros procesados por laminación en caliente, para hacer laminados en frío y recocidos posteriormente; generalmente consisten en una microestructura de granos equiaxiados que contiene carburos u otros precipitados de varios tamaños.

Frecuentemente, la textura obtenida es muy pobre, pero cuando el acero es laminado en frío, el grano se deforma y desarrolla una estructura elongada. La orientación de los granos llega a ser progresivamente mas fuerte, por la rotación de los cristales debido a la orientación de desplazamiento que se genera durante la deformación en la laminación. Los componentes de la textura son los planos (111), (100) y (112) y que son paralelos a la superficie, se incrementan con el aumento de la reducción en frío, mientras que el componente (110) decrece ^[59].

Actualmente está bien establecido que la textura de los aceros de bajo carbono laminados en frío, consiste de dos principales grupos de componentes ^[60]. El primero es una textura parcial de fibra, denominada textura de fibra α , con direcciones [110] en el sitio de laminado incluyendo los componentes (001) [110]. El segundo grupo es la textura completa de fibra llamada textura de fibra, 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 incrementando la reducción en la laminación en frío por arriba o entre el 80%, existe un incremento progresivo en los valores de Lankford, como se observa en la Figura 2.10. Sin embargo, es necesario hacer notar que estos valores de r obtenidos, también dependen de la composición química del acero y de otros parámetros usados.

Por ejemplo, la presencia del C y N, tienen una mayor influencia sobre el desarrollo de la estructura y de las propiedades mecánicas en estos aceros de bajo C, dependiendo principalmente de la forma que se encuentre ambos elementos en el acero ^[59]. Estas formas incluyen:

- Cuando están en solución durante la laminación en frío.
- Cuando están en solución durante la recristalización.
- Cuando están en solución después del recocido.
- Cuando están formando partículas grandes durante el laminado en frío.
- Cuando están en forma de partículas finas durante el recocido.

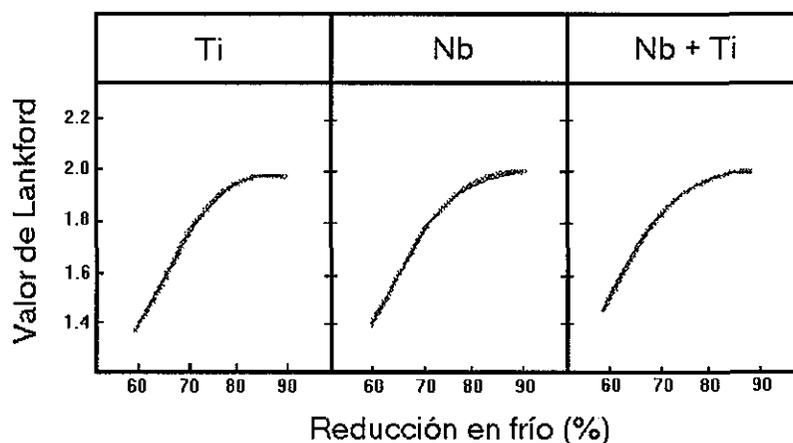


Figura 2.10. Efecto del porcentaje de reducción en frío sobre el valor de r de los aceros IF.

Cuando el C 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 C intersticial, estará sujeto a una deformación dinámica durante la laminación, la cual mantiene una banda 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 N intersticial produce un efecto similar ^[59].

Las partículas que se encuentran en los aceros, principalmente los carburos y los nitruros de tamaño relativamente grandes, tienen un notable efecto sobre la microestructura. Cuando los carburos de diámetro de entre 0.5 a 10 μm están

presentes durante la laminación en frío, provocando regiones muy localizadas de alta deformación, los cuales puede dar lugar a una nucleación preferencial durante la recristalización. El número de núcleos potencialmente activos para la nucleación, es por lo tanto mayor, logrando un tamaño de grano fino al final del proceso. Las partículas grandes también influyen la orientación de núcleos recristalizados provocando sin embargo, una textura más aleatoria ^[59].

Es importante al final de la laminación en frío, remover al lubricante de laminación empleando, para evitar la formación de residuos sobre la superficie de la lámina durante el proceso de recocido, los cuales son indeseables para tratamientos posteriores superficiales, en algunos casos láminas muy delgadas, con espesores menores a los 0.3 mm, se emplean dos o más etapas de laminación en frío con tratamientos de recocido intermedios ^[9].

2.4.6. Tratamiento de recocido.

Los factores microestructurales que son favorables para una buena formabilidad de la lámina, tales como el tamaño de grano, textura, morfología, tamaño de los precipitados, etc., son obtenidos finalmente a través del recocido. Los tipos de recocidos se pueden clasificar como recocido por lotes o continuo ^[9].

Tradicionalmente, el recocido se realizó 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 hidrógeno. 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 rango de entre 650 a 850°C, dependiendo del tipo de acero, por aproximadamente un día o más. Posteriormente es enfriado a temperatura ambiente por un periodo de varios días ^[61].

Al inicio de los 70's apareció el método conocido como recocido continuo, el cual emplea un ciclo de tiempo total de varios minutos. Este método es el más empleado actualmente en todo el mundo, principalmente en el caso del recocido de láminas con espesores no mayores de 1.6 a 2 mm. La Figura 2.11 muestra un equipo de producción continua de laminas, el cual incluye el proceso de laminación en frío y sistema de enfriamiento.

El sistema de enfriamiento puede ser por chorro de gas, por temple de agua o con niebla de agua ^[59,62].

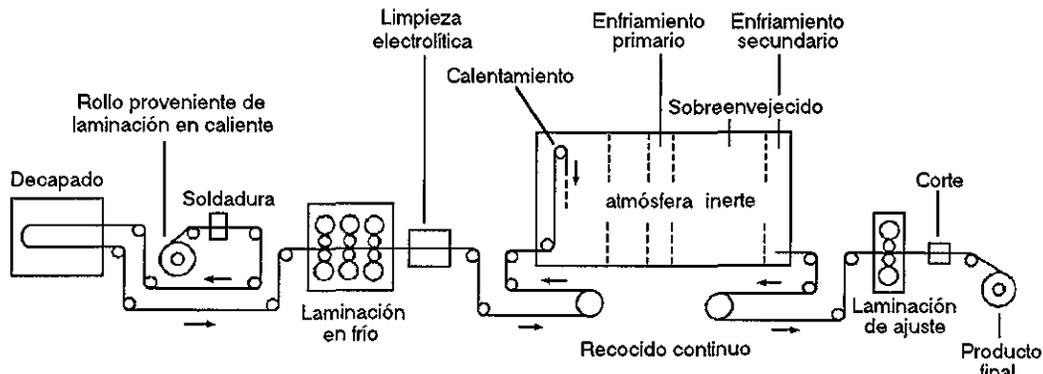


Figura 2.11. Proceso continuo para la fabricación de productos laminados en frío y recocidos.

El recocido continuo tiene el potencial de ofrecer de manera más rápida, una lámina con las características requeridas por el consumidor. El acero puede presentar propiedades mecánicas más consistentes y homogéneas y mayor formabilidad y proporcionar superficies planas y limpias, con costos mucho más bajos que en el caso de recocido por lote ^[60].

El efecto de la temperatura de recocido en los aceros IF ha sido bien establecido ^[47,51,63], y se muestra que el valor de Lankford se incrementa con el aumento de la temperatura de recocido. Las temperaturas que generalmente se emplean, se encuentran en el rango de 760 a 850°C. En los aceros en los cuales el efecto de esta temperatura es mayor, en los estabilizados con Nb, mientras que por el contrario, en los aceros estabilizados con Ti 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 ^[63]. Este incremento en el valor de r con el incremento con el valor de la temperatura de recocido, se cree que esta asociado con el rápido crecimiento de granos con mayor orientación en los planos $\{111\}$ en relación con otras orientaciones.

La resistencia, la ductilidad y el valor de endurecimiento por deformación "n" de los aceros IF con Ti y Ti+Nb, muestra un comportamiento casi constante al ser recocidos a una temperatura entre el rango de 760°C y 850°C ^[47]. Pero en los aceros adicionados únicamente con Nb, se exhibe una sustancial mejoría en la ductilidad (aproximadamente del 4%), y el valor de r , al aumentar la temperatura de recocido de 750 a 800°C ^[10].

Todos los estudios de los efectos de la temperatura de recocido, sugieren que las propiedades de los aceros IF pueden ser mejoradas mediante el uso de altas temperaturas de recocido, quizás en mayor medida de los estabilizados con Nb.

Sin embargo por razones obvias, en producciones de lámina a nivel industrial, es deseable utilizar temperaturas de recocido lo más bajas posible ^[15].

En general los aceros IF, recristalizan a temperaturas mayores que los aceros calmados con Al y, esta temperatura se eleva al aumentar el contenido de aleantes. 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 la 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%. La nucleación preferencial de los granos recristalizados es en el componente $\{111\}$, en las fronteras de grano ferrítico inicial el 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 a $\{554\}\langle 225 \rangle$, $\{111\}\langle 110 \rangle$ y a $\{111\}\langle 112 \rangle$ como los componentes predominantes ^[9].

El Ti y el Nb disueltos, y los precipitados tales como el TiC, el TiN y el Nb(CN), son también de mucha importancia durante la formación de 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 mayores a los 700°C ^[9].

Por otra parte muchos trabajos han reportado que el carbono tiene un efecto nocivo cuando se encuentra en solución en recocido ^[64,65,66]. Con altos contenidos de carbono en solución, existe una disminución gradual de los componentes $\{111\}$ durante la recristalización; mientras que con una baja cantidad de carbono en solución, la disminución inicial de los componentes $\{111\}$ es compensada por un subsecuente aumento de otros componentes, especialmente $(111) [112]$ durante las últimas etapas de recristalización ^[67,68].

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 de carbono en solución durante la recristalización, es generalmente causada por una variación en la cantidad que se redisuelve después del laminado en frío y durante el calentamiento de recristalización.

Esto depende a su vez del rango de temperaturas, el espaciamiento entre las partículas de carburos y de la temperatura de recristalización ^[59]. Por lo tanto la función del carbono disuelto en la aleación, es principalmente, incrementar la

proporción de componentes que no favorecen la ductilidad, con una consecuente disminución de los componentes $\{111\}$, los cuales son importantes para la contribución de una buena estampabilidad ^[67].

En cuanto al efecto de N en solución sobre el desarrollo de la estructura durante el recocido continuo; se han realizados estudios en donde se han observado que un alto contenido de N se correlaciona con una estructura pobre, bajos valores de (r) y un refinamiento de grano. El N en solución, por lo tanto tiene un efecto muy similar al del C. El efecto del N durante el recocido es dominado por la formación de AIN ^[60].

Otro efecto importante del C y del N en los aceros IF, es de provocar un endurecimiento por solución sólida, debido a que estos elementos presentan una solubilidad sustancial en el hierro. Por este motivo, se busca un enfriamiento lento después del recocido para provocar la precipitación de carburos. Sin embargo, esta precipitación es más difícil en los aceros recocidos continuamente, debido al corto tiempo disponible. Por lo tanto, el proceso de enfriamiento debe elegirse cuidadosamente para promover la precipitación tan rápido como sea posible ^[9,59].

2.4.7. Laminación de ajuste.

Durante el conformado de láminas que han sido recocidas, es común la aparición de defectos tales como ondulaciones. Estos defectos se generan debido a una deformación no-uniforme en la superficie del material durante el proceso. Es por esta razón, que generalmente los aceros laminados en frío requieren de una laminación posterior al recocido para alcanzar los requerimientos en las dimensiones y en la rugosidad (textura) de las láminas.

La laminación de ajuste se realiza generando un porcentaje de reducción de entre 1 y 2%, con lo cual se eliminan los defectos y se logra la precisión dimensional y el acabado superficial en la lámina. Sin embargo, en aceros con ciertas cantidades de C y N en solución, éstos pueden generar lo que se conoce como deformación por envejecido, que se presenta durante el almacenamiento por varios días a temperatura ambiente ^[9,15].

CAPÍTULO III

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Procesamiento del planchón de acero ultra bajo carbono utilizado en el presente estudio.

El proceso para la fabricación de aceros ultra bajo carbono es el que se sigue actualmente en la industria ISPAT Mexicana S.A. de C.V; donde se procesaron los aceros para este estudio. El proceso se lleva a cabo como sigue. Se utiliza hierro esponja con alto grado de metalización, el cual es alimentado a un horno de arco eléctrico trifásico con una capacidad de 230 toneladas. Después de la fusión del hierro esponja y su desescorificación, el acero líquido se vacía a un horno olla en donde se lleva a cabo las adiciones de azufre, cal, fluorita y aluminio.

Posteriormente se lleva a cabo el degasado del acero, con el propósito de remover, mediante una agitación con argón, el carbono del baño líquido. Inmediatamente después del degasado, se añaden las ferroaleaciones y el aluminio, en especial la adición del ferro-titanio. Finalmente, el acero es colado en una máquina de colada continúa para obtener planchones de 25 cm de espesor y 120 cm de ancho.

3.1. Composición química.

La composición química del planchón de acero de ultra bajo carbón y estabilizado con Ti utilizado para este trabajo se muestra en la Tabla 3.3, en donde la cantidad de elementos intersticiales C y N están en un porcentaje en peso máximo de 0.0050 y 0.0044 % respectivamente y, en cuanto al contenido de

Ti éste se encuentra alrededor del 0.069% en peso.

C	Mn	Si	P	S	Al	Ni	N	Ti
.0050	0.11	0.030	0.004	0.010	0.071	0.013	0.0044	0.069

3.2. PROCESOS DE LAMINACIÓN.

3.2.1. Laminación en caliente.

Para este proceso, se prepararon especímenes en forma de placas de aproximadamente de 100x50x10mm, las cuales fueron recalentadas a una temperatura de 1250°C, por un periodo de 2 horas. Al finalizar este periodo, las placas, fueron transferidas para ser laminadas. La temperatura inicial de laminación fue de 1250°C, y la temperatura final de laminación fue de 950°C.

La temperatura se monitoreo durante todo el proceso de laminación, mediante un termopar de Pt-Pt/Rh incrustado en un extremo de la placa. Se empleó un

molino de laminación marca Hilly con una capacidad de 50 toneladas, un diámetro de rodillo de 152.4 mm y una velocidad de rodillo de 240mm/s, utilizando como lubricante polvo de vidrio.

Las condiciones de laminación para este tipo de muestras se presentan en la Tabla 3.4.

Tabla 3.4. Condiciones de laminación en caliente.

Temp. Inicial	Deformación en cada paso de laminación (%).				Velocidad de deformación en cada paso (s ⁻¹).				Reducción total	Temp.Final.
1250°	20	50	20	---	2.3	5	16.34	--	68	950°

La temperatura de la placa laminada finalizó en la región ferrítica, α . De esta lámina se extrajeron pequeñas secciones del material, en las direcciones longitudinal y transversal a la dirección de colada, y se analizaron empleando las técnicas descritas posteriormente.

3.2.2. Proceso de enrollado.

Posterior a los tratamientos termomecánicos, la placa laminada en caliente se sometió a un proceso que simula la parte del proceso de enrollado, este tratamiento consistió en someter la placa a una temperatura de 730°C durante 30 minutos y posteriormente se dejó enfriar al horno hasta que alcanzó la temperatura ambiente, posteriormente se sometió a una laminación en frío.

3.2.3. Laminación en frío.

Antes de que la placa fuera rolada en frío se efectuó un decapado para remover la capa superficial de óxido producida durante la operación anterior (laminación en caliente). Una vez que la muestra estuvo lista, se continuó con la práctica de laminación en frío empleando para ello un molino de laminación tipo Fenn de 25 toneladas de capacidad y con un diámetro de rodillos de 125 mm, los cuales giran a 15 mts/min.

Las muestras se laminaron utilizando como lubricante una mezcla de H₂O + aceite natural (10% volumen). La deformación se realizó con una velocidad de 10 mts/min, efectuando un promedio de 10 a 11 pasos de laminación, obteniendo un porcentaje de 84% de deformación total promedio.

3.2.4. Recristalización.

El experimento de recristalización se llevó a cabo en un horno Thermoline en el rango de temperatura de 800°C por 5 minutos. Para tal propósito se seccionaron muestra de 4x4cm y se colocaron dentro de un tubo de cuarzo de 2" de diámetro, bajo atmósfera inerte de argón, a la muestra se le colocó un termopar de Pt/Pt-13%Rh a fin de monitorear la temperatura de

calentamiento y se mantuviera constante. El tiempo de laminación del tratamiento fue de 1000 segundos.

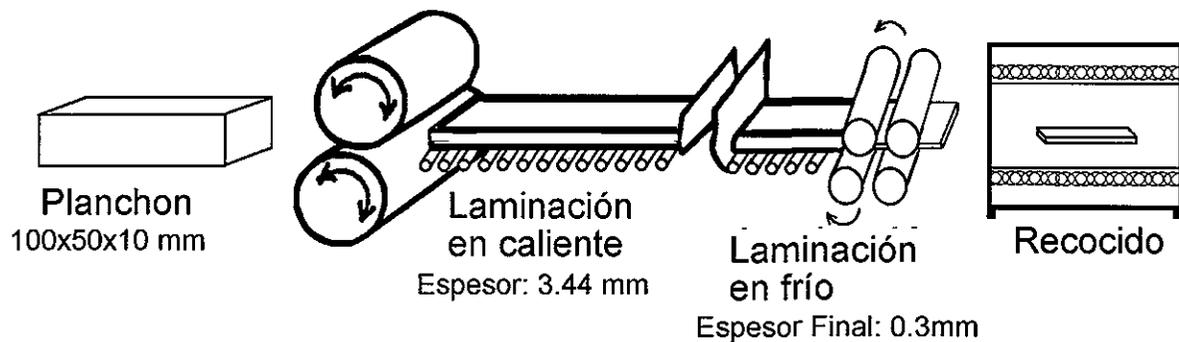


Figura 3.12. Diagrama esquemático de los procesos.

3.3. ANÁLISIS METALOGRAFICO.

El análisis metalográfico consiste en la preparación y observación de muestras representativas, del acero bajo estudio, después de ser seccionadas, desbastadas, pulidas y atacadas adecuadamente.

3.3.1. Corte.

Se seccionaron las placas obtenidas por colada continua, y las laminas obtenidas por laminación en caliente, laminación en frío y recocido del acero ultra bajo carbono. El corte se realizó con una cortadora de baja velocidad LECO VC-50, con un disco de 0.38 mm de espesor con borde diamantado se cortaron muestras de 10X10mm de la sección longitudinal y transversal con respecto a la dirección de laminación, abarcando todo su espesor. Las observaciones y análisis son realizadas con las técnicas de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y microscopía electrónica de transmisión.

3.3.2. Desbaste.

La finalidad del desbaste es producir una superficie plana con una rugosidad cada vez más fina, quitándole la superficie áspera que presenta la recién cortada.

La capa dañada durante el corte de la muestra es removida mediante un desbaste, sin embargo, antes de que la muestra sea desbastada, es conveniente montarla en una base de baquelita. El desbaste se realiza por la abrasión de la superficie de la muestra con papel abrasivo No 120, precedido por papeles de No 240 a 600. El daño de la superficie del espécimen de cada abrasivo será eliminado por el paso siguiente de desbaste más fino y rotando la muestra 90°.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

3.3.3. Pulido.

En el pulido se realizó en paño; el paño es impregnado con un abrasivo, el cual puede ser pasta de diamante o alúmina disuelta en agua ($H_2O + Al_2O_3$) utilizando de 1 a $0.3 \mu m$, colocando el espécimen sobre la superficie del paño y girando en sentido inverso al giro del disco de la pulidora VARI/POL, VP-50, Marca LECO, hasta obtener un acabado a espejo.

3.3.4. Ataque químico.

El ataque químico es el proceso usado para revelar la microestructura de un metal o aleación. Debido a que los detalles microestructurales no son observables a simple vista, la superficie del espécimen deberá ser tratada para revelar las características de estructura tales como los granos, límites de grano, líneas de deslizamiento, segundas fases y límites de fase.

El ataque químico para revelar la microestructura de este tipo de acero se realiza con una solución de ácido nítrico (HNO_3) y etanol, en una proporción NH_3 :Etanol al 2%:98% (nital 2%). Para revelar su microestructura; la cual, posteriormente, se analizó bajo las técnicas de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.

3.3.5. Preparación de muestras para microscopía electrónica de transmisión.

Las muestras fueron cortadas a 3 mm de diámetro con un sacabocados y adelgazadas mecánicamente con lijas de No 120 a 600 hasta alcanzar las condiciones de espesores de aproximadamente 160 a 120 μm , para luego pulirlas con el desbastador mecánico (Dimpler Modelo D-500i) y llegar al espesor 60 a 40 μm .

La perforación de las muestras fue llevada a cabo por la técnica de electropulido químico en donde se utilizó una máquina de electropulido de doble chorro Tenupol 2, empleando como electrolito una solución de 10% de ácido perclórico en 90% de alcohol etílico a una temperatura de $-10^\circ C$ y con un voltaje de 15-25 V ^[70]. Una vez perforadas fueron colocadas en el porta-muestras e introducidas en el microscopio electrónico de transmisión.

3.4. TÉCNICAS PARA CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.

3.4.1. Microscopía óptica.

La microestructura obtenida en cada muestra en la condición de colada se observó en un microscopio óptico Olympus PMG3, de exposición automática con lentes polarizados y pantalla graduada. Durante esta etapa, se tomaron una serie de microfotografías de las áreas más claras y representativas de cada muestra, con el fin de reconocer las características principales de la microestructura, esto es, la morfología de las inclusiones y de los precipitados, tamaño de grano y límites de grano, principalmente.

3.4.2. Microscopía electrónica de barrido (MEB).

De las zonas observadas, se seleccionaron áreas de aproximadamente unas 5000 μm^2 de mayor interés, principalmente límites de grano y precipitados, donde solo se determinó el tamaño promedio de las partículas analizadas y no se hizo distribución o tamaño de la población de las partículas analizadas. Estas zonas fueron observadas en un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400, operado a 15 Kv. Cuando fue necesario se aplicó un recubrimiento de pintura de plata; esto con la finalidad de tener un buen contacto eléctrico y lograr una imagen nítida.

Este equipo cuenta con un sistema de análisis por espectroscopia de energía de rayos X dispersados (EDX) y un paquete de software, lo que permite realizar microanálisis sobre los precipitados de mayor interés. Este programa, mediante procedimientos matemáticos, efectúa el ajuste de la señal captada mediante la remoción y traslape de picos, y la substracción de ruido.

3.4.3. Microscopía electrónica de transmisión (MET).

Las observaciones más finas de las áreas de mayor interés, principalmente límites de grano y precipitados en áreas de aproximadamente de 3800 μm^2 , donde solo se determinó el tamaño promedio de las partículas analizadas y no se hizo distribución o tamaño de la población de las partículas analizadas. Estas áreas fueron observadas en un microscopio electrónico de transmisión (MET), marca JEOL, Modelo JEM-2010, operado a 200 Kv.

Este equipo cuenta con un sistema de análisis (EDX) y un paquete de software, permite realizar microanálisis sobre las regiones de gran interés. Con el se obtuvieron imágenes de mayor aumento y resolución tanto de la matriz como de los precipitados, así como también patrones de difracción e imágenes de alta resolución que posteriormente fueron analizadas y comparadas las distancias interplanares calculadas con las reportadas^[69], para determinar la naturaleza de los precipitados.

La identificación de las fases encontradas en este material por medio de esta técnica, se realiza mediante fotomicrografías de imágenes de campo claro, campo oscuro, patrones de difracción y alta resolución. A partir de los patrones de difracción e imágenes de alta resolución se determinaron las distancias interplanares correspondientes a las reflexiones de cada fase, las cuales finalmente se compararon con las reportadas utilizando los ángulos y los índices de Miller^[69,70,71].

CAPITULO IV

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1. Caracterización microestructural en la condición de colada continua.

En la Figura 4.13 se muestra la microestructura del acero en la condición de colada, donde se observa la presencia de una estructura ferrítica con granos equiaxiales y columnares; siendo los granos columnares los que predominan.

El tamaño de grano es aproximadamente de 530 μm , observándose también la presencia de pequeños precipitados tanto en matriz como en la frontera de grano con tamaños aproximadamente de 0.5 a 5 μm . Por otro lado no se observó ningún tipo de inclusión o de escoria en la microestructura.

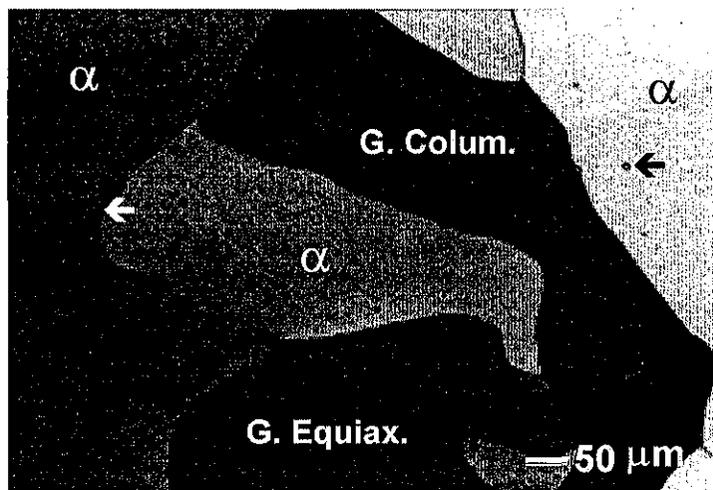


Figura 4.13. Fotomicrografía óptica del acero IF en la condición de colada.

La Figura 4.14a muestra con más detalle la precipitación tanto en la matriz ferrítica como en las fronteras de grano, distinguiéndose morfologías cúbicas y romboedrales. Este tipo de precipitados se localizaron en su mayoría en el interior de los granos, y un menor porcentaje de ellos se localizó en las fronteras de grano.

En la Figura 4.14(b,c) se muestran los microanálisis obtenidos en los precipitados encontrados en el acero y cuyos tamaños oscilan entre 0.5 a 3 μm . La figura 4.14b muestra los picos de $\text{Ti}_{k\alpha 1}$, $\text{Al}_{k\alpha 1}$ y $\text{N}_{k\alpha 1}$; en la Figura 4.14c se observan picos de $\text{Ti}_{k\alpha 1}$ y $\text{N}_{k\alpha 1}$. Se puede inducir a partir de estos resultados de una población grande de partículas analizadas, que los precipitados formados son principalmente de TiN y de AlN ; sin embargo varios reportes indican que predominantemente los precipitados encontrados en condición de colada continua son esencialmente referidos a TiN [72,73].

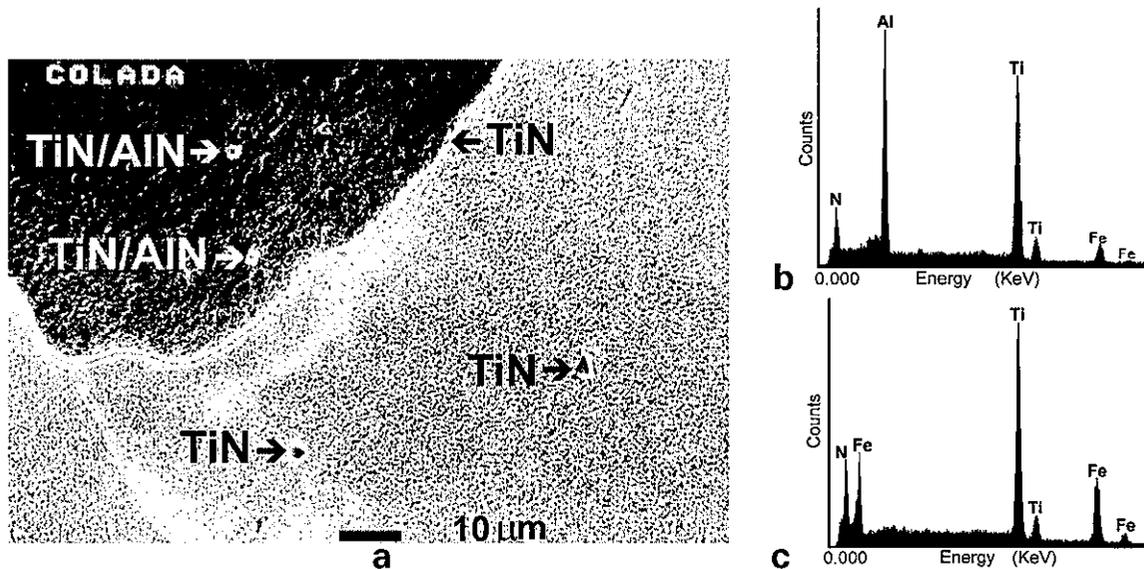


Figura 4.14a. Fotomicrografía del MEB del acero en condición de colada.
b). Microanálisis de un precipitado de morfología rombohedral (AIN/TiN),
c). Microanálisis de un precipitado de forma rombohedral facetada (TiN).

Sin embargo, cuando los microanálisis se llevaron a cabo con más detalle en los precipitados de TiN tal y como se muestra en la Figura 4.15a, se observó lo siguiente:

- a). El microanálisis realizado en la interface matriz / precipitado pero, del lado de la matriz se detectó solamente la presencia de picos correspondientes $Fe_{k\alpha,1}$, $Fe_{k\beta,1}$ y Fe_{Lab} (ver Figura 4.15b).
- b). Cuando los microanálisis se llevaron a cabo en la interfase precipitado / matriz, pero del lado del precipitado se detectaron además de los picos de $Fe_{k\alpha,1}$, los correspondientes a $Ti_{k\alpha,1}$ y $N_{k\alpha,1}$, indicando que este precipitado rombohedral era TiN (Figura 4.15cd).
- c). Sin embargo, el análisis químico en la orilla de la sombra circular del precipitado, se detectó la presencia de picos adicionales los cuales corresponden a $Ti_{k\alpha,1}$, $N_{k\alpha,1}$, $Al_{k\alpha,1}$, y $Fe_{k\alpha,1}$ indicando también la presencia de un precipitado de tipo AIN (Figura 4.15e).
- d). Cuando los microanálisis se llevaron a cabo en el centro del precipitado se detectaron picos correspondientes a $Ti_{k\alpha,1}$, $N_{k\alpha,1}$, $Al_{k\alpha,1}$ y $Fe_{k\alpha,1}$. esto significa una fuerte evidencia de la presencia del AIN (Figura 15f).

La Tabla 4.5 presenta de manera resumida los resultados de los microanálisis realizados en los precipitados AIN / TiN como se muestran en la Figura 4.15a.

Este tipo de precipitado de forma rombohedral con una sobra en centro no fue muy común; sin embargo, este se encontró en la matriz, y cercanos al limite de grano. La Tabla 4.5 presenta un promedio de análisis efectuados aproximadamente a diez precipitados que pudieron identificarse como AlN/TiN y que presentan este tipo de morfología.

Localización de microanálisis.	Fe% en peso	Ti% en peso	Al% en peso	N% en peso
Interface matriz/precipitado en matriz.	100	-	-	
Interface matriz/precipitado.	49.6	24.9	-	25.5
Precipitado.	-	49.6	-	50.4
Cerca del centro del precipitado.	-	30.7	54.0	15.3
Centro del precipitado.	-	11.0		48.8

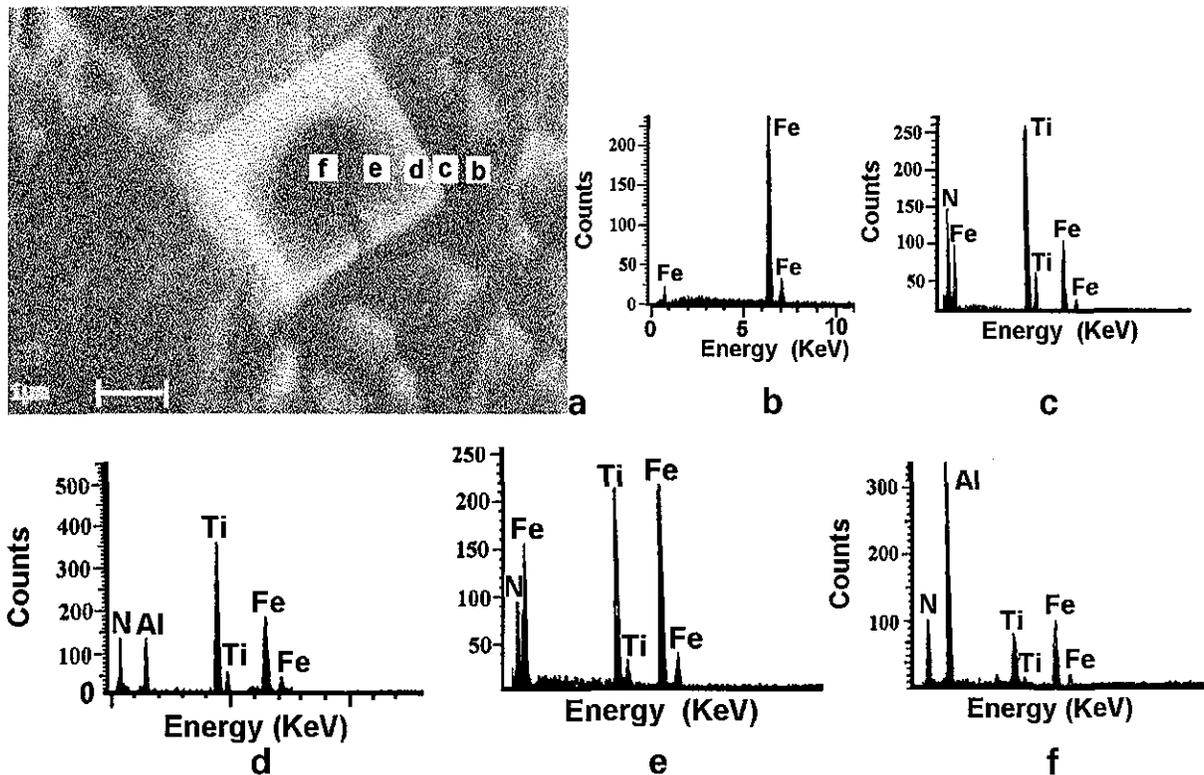


Figura 4.15a. Fotomicrografía del MEB de un acero en condición de colada, b). Microanálisis realizado en la interface matriz/precipitado, c,d). Interface precipitado/matriz, e). Sombra circular del precipitado y f). Centro del precipitado.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

De acuerdo a lo anterior, se puede confirmar que casi todos los precipitados de forma rombohedral que mostraban un círculo en el centro y cuyo tamaño es mayor a los $0.5\mu\text{m}$, se detecta la presencia de AIN. Ninguno de estos precipitados, en donde se realizó microanálisis, se detectó la presencia de partículas libres de AIN.

Esta se encuentra atrapada dentro de un precipitado de AIN. Lo cual induce a pensar que el AIN durante las adiciones de Al al acero líquido como una precipitación (eg. aglomerado) de átomos de Al y N, para dar lugar a la precipitación de las partículas de AIN ^[74]; Y que tal vez todos los precipitados de TiN (que muestran la presencia de AIN en su centro) son nucleados en las partículas de AIN ya formadas.

La Figura 4.16a muestra una fotomicrografía en campo claro de MET del acero en condición de colada, en donde se observa la solución sólida de ferrita. En la matriz se observan algunos pequeños precipitados cuboidales o rombohedrales, característicos del TiN ^[72,73].

La Figura 4.16b muestra el patrón de difracción obtenido en la matriz del acero de colada. De acuerdo a las mediciones realizadas sobre las reflexiones de mayor intensidad en el patrón de difracción de electrones, representa una solución sólida de α -ferrita, con estructura bcc (ferrita).

En base a los índices de Miller asociados a las reflexiones, se determinó que la matriz en esta micrografía presenta una orientación en la dirección $[111]$. En la Tabla 4.6, se presentan los valores comparativos entre los calculados mediante el patrón de difracción y los reportados en la literatura.

Distancia interplanar calculada (Å).	Distancia interplanar reportada (Å).	Índices de Miller h, k, l	Parámetro de red (Å)	Compuesto
2.078	2.0268	110	2.8664	Ferrita α -Fe.
2.048	2.0268	110	2.8664	Ferrita α -Fe.
1.186	1.1702	211	2.8664	Ferrita α -Fe.

La Figura 4.16c, muestra el patrón de difracción obtenido para el precipitado cúbico de TiN ^[7], en donde las reflexiones indican los planos del TiN (Figura 4.16c) y aquellos para el AIN. En la Tabla 4.7 se muestran los valores comparativos entre los calculados mediante el patrón de difracción con los reportados en la literatura.

Distancia interplanar calculada (Å)	Distancia interplanar reportada (Å).	Índices de Miller h, k, l	Parámetro de red (Å).	Compuesto
2.1551	2.1251	200	4.2417	TiN
2.1251	2.1251	200	4.2417	TiN
1.546	1.546	220	4.2417	TiN
2.07	2.0226	200	4.045	AlN

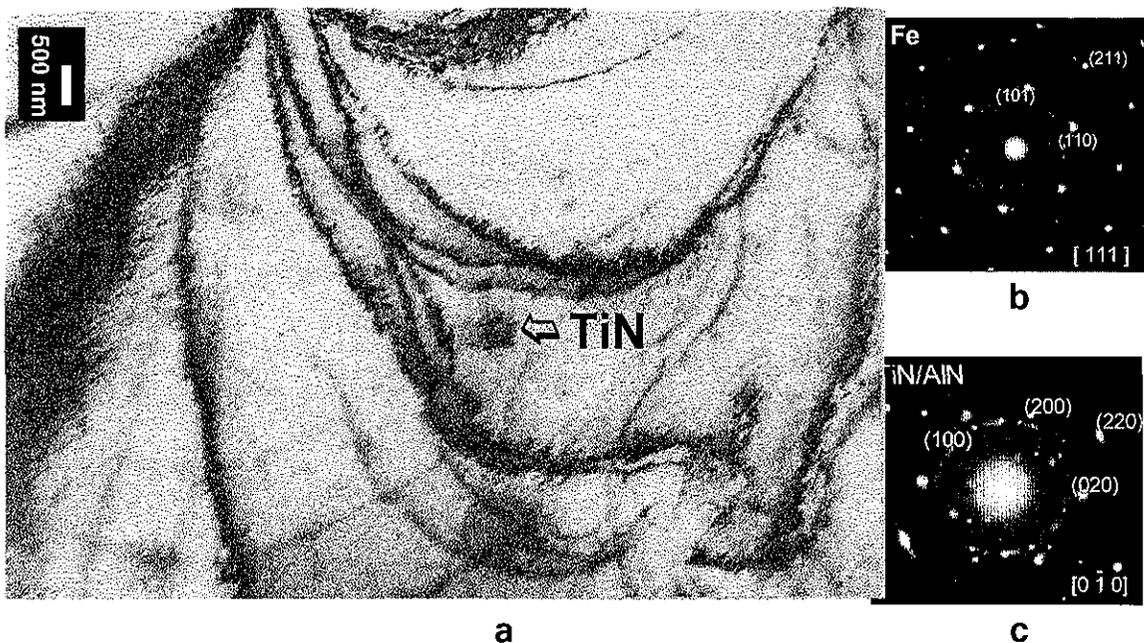


Figura 4.16a. Fotomicrografía del MET de un precipitado de TiN del acero en condición de colada.

b). Patrón de difracción correspondiente a la matriz Fe- α en la dirección [111] c). Patrón de difracción correspondiente al TiN en la dirección $[0\bar{1}0]$ y al AlN.

Con respecto a la presencia de precipitados, se ha reportado ^[75] que hay una diferencia en el comportamiento de la precipitación en aceros ultra bajo carbono y estabilizados con Ti con los aceros de bajo carbono calmados con Al. La secuencia de precipitación para el primero se ha reportado como; TiN, TiS, Ti₄C₂S₂, TiC ^[76]. Mientras que para el segundo la secuencia es: (Mn, Fe) S, AlN y Fe₃C ^[77].

De los resultados obtenidos en el presente trabajo se desprende, que hay evidencia de una nucleación de TiN en las partículas de AlN, las cuales crecen epitaxialmente ^[88]. El patrón de difracción de la Figura 4.16c muestra la coexistencia de AlN y TiN como precipitados coherentes, además con los índices

de Miller obtenidos a partir de las distancias interplanares se obtuvo que ángulo formado entre los puntos difractados presentan una buena correlación con los calculados (Tabla 4.7).

Con el propósito de confirmar la existencia de AlN, se llevaron a cabo observaciones por alta resolución. En una región de la imagen de la Figura 4.17 se observa, que hay resolución atómica, al medir esta se detectó la presencia de un precipitado del tipo AlN. En la Tabla 4.8 se presentan los valores comparativos de las distancias interplanares calculadas y reportadas en la literatura.

Tabla 4.8. Distancias interplanares comparativas de un precipitado de tipo AlN.				
Distancia interplanar calculada (Å)	Distancia interplanar reportada(Å).	Indices de Miller h, k, l	Parámetro de red (Å).	Compuesto
2.40	2.379	1 1 1	4.12	AlN
2.42	2.379	1 1 1	4.12	AlN
1.44	1.457	2 2 0	4.12	AlN

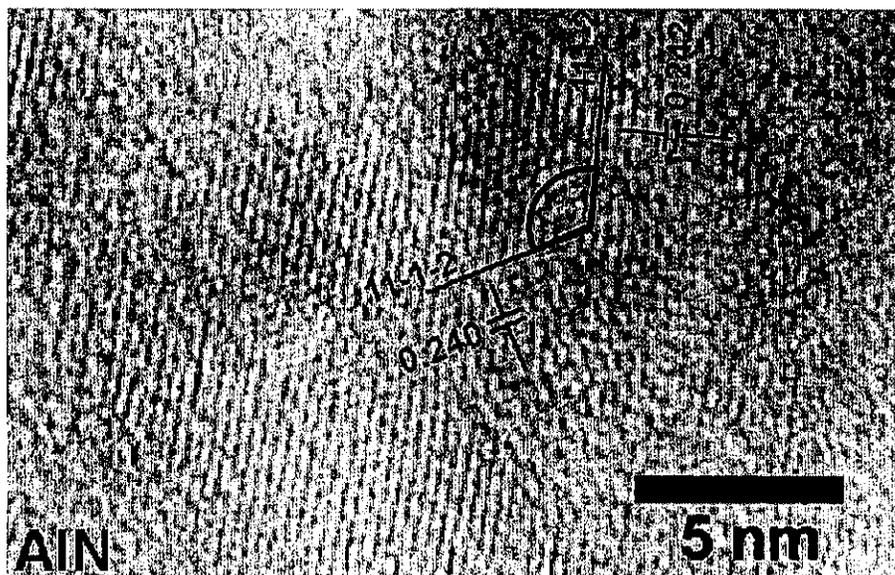


Figura 4.17. Fotomicrografía del MET alta resolución de un precipitado de tipo AlN en el acero en condición colada.

4.2. Caracterización microestructural del acero laminado en caliente.

En base a los resultados reportados con relación al efecto que tiene la temperatura de recalentamiento sobre los precipitados de TiN^[79], en el rango de temperaturas de 1250 a 1100°C se tiene, la formación de Ti₄C₂S₂ y en el rango de temperaturas de 1100 a 910°C, se tiene la formación de TiS.

La elección de la temperatura de recalentamiento de 1250°C como la temperatura inicial del proceso de laminación, esta en función del comportamiento de los precipitados. Una dispersión fina de los mismos

modificara el crecimiento de grano ferrítico que recrystalizan con una textura $\{111\}$; sin embargo una dispersión gruesa de precipitados de TiN es un factor clave en la promoción de altos valores de la relación anisotrópica plástica promedio ^[2] (Lankford) y en el crecimiento de grano ferrítico con una textura de recrystalización $\{111\}$.

La Figura 4.18 muestra la microestructura de la sección longitudinal del acero laminado en caliente a 1250°C, hasta una temperatura final de laminación a 950°C; temperatura que se encuentra dentro de la región de la austenita. Debido a que el proceso de laminación se realiza por encima de la recrystalización de la austenita, se observa un grano deformado, esto por la recrystalización parcial que se genera entre los pasos de laminación.

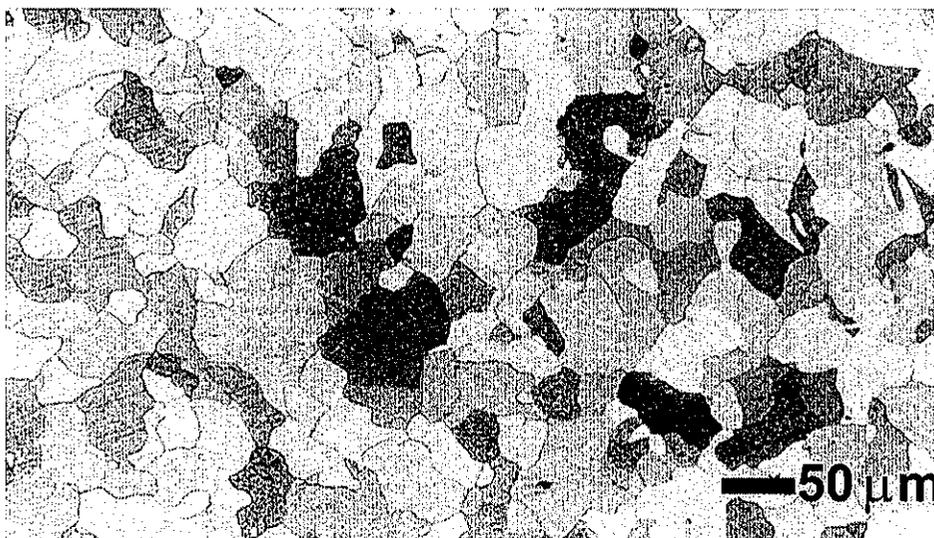


Figura 4.18. Fotomicrografía óptica del acero laminado en caliente (1250-950°C).

Un estudio más detallado de los precipitados se muestra en la Figura 4.19a, donde se observan precipitados de dos diferentes tamaños encontrados tanto en la matriz como en las fronteras de grano. Los precipitados cuboidales son característicos de TiN ^[72,73] con tamaños que oscilan entre 1 a 2.5 μm .

La Figura 4.19b presenta el microanálisis llevado a cabo en uno de los precipitados de morfología cuboidal, en la que se observa picos de $\text{Ti}_{k\alpha_1}$, $\text{N}_{k\alpha_1}$, y $\text{Fe}_{k\alpha}$. Mientras que en otros precipitados de menor tamaño de aproximadamente 0.5 a 1.5 μm ; el microanálisis presenta picos de $\text{Ti}_{k\alpha_1}$, $\text{S}_{k\alpha_1}$, $\text{C}_{k\alpha_1}$ y $\text{Fe}_{k\alpha}$ (Figura 4.19c).

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

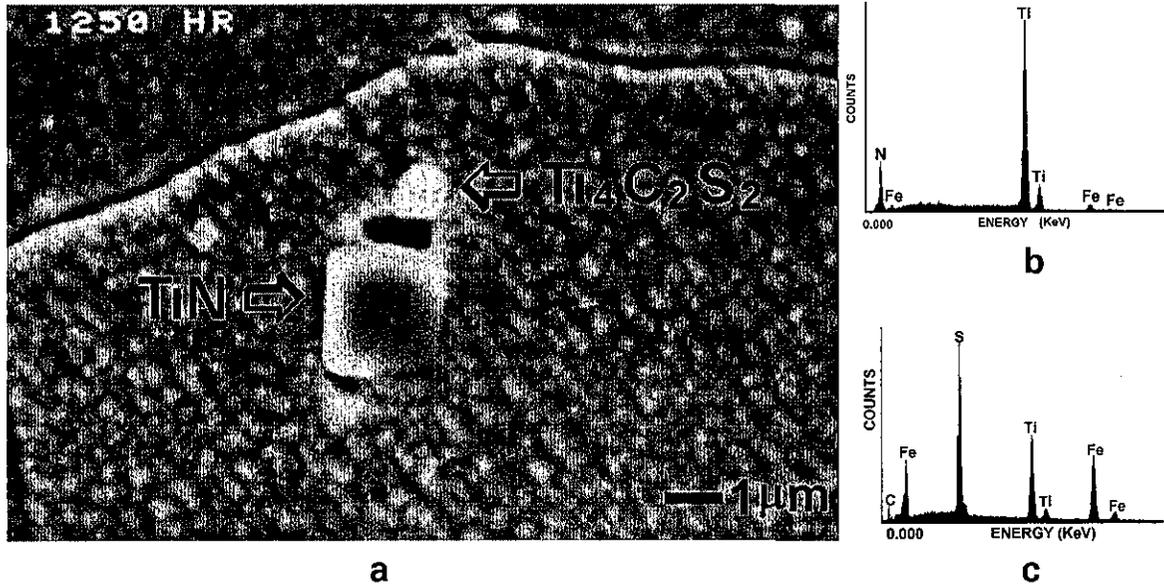


Figura 4.19a. Fotomicrografía del MEB del acero laminado en caliente (1250-950°C) b). Microanálisis de un precipitado de morfología cuboidal y c). Microanálisis de un precipitado de menor tamaño.

Un análisis aun más detallado de los precipitados encontrados durante el proceso de laminación en caliente fue llevado a cabo. En la Figura 4.20a son observados contornos de espesores en gran parte de la muestra. En la imagen se observa un precipitado con morfología alargada (indicado en la Figura) y de un tamaño aproximado de 0.5 micras. El microanálisis efectuado en este precipitado muestra la presencia de $Ti_{k\alpha}$, $S_{k\alpha}$, $Fe_{k\alpha}$, $Fe_{k\beta}$ y Fe_{kL} , el cual corresponde a un precipitado del tipo TiS (Figura 4.20b).

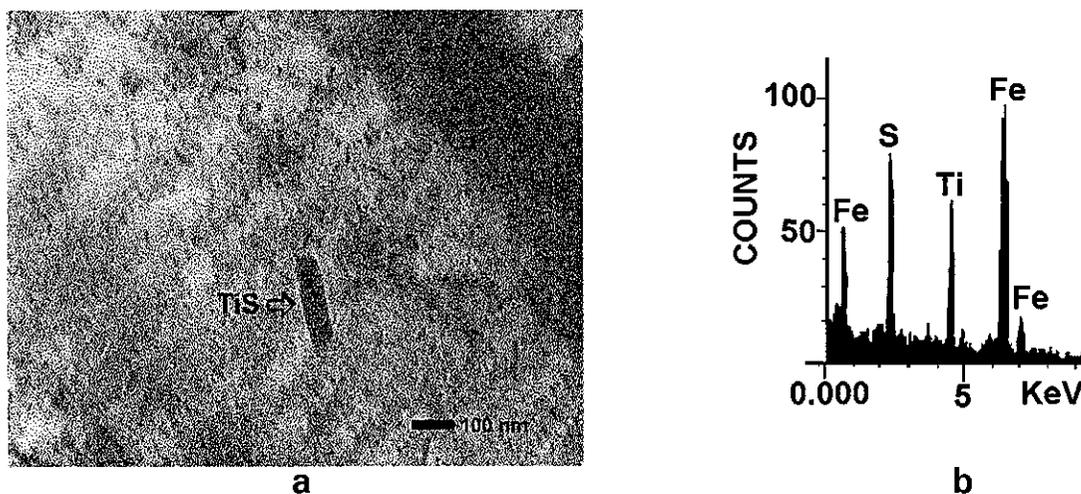


Figura 4.20a. Fotomicrografía del MET de un precipitado de morfología elongada en un acero laminado en caliente (1250-950°C) b). Microanálisis de un precipitado de morfología elongada.

La Figura 4.21a muestra otro tipo de precipitado encontrado en los aceros laminados en caliente, el precipitado se localiza en un contorno de espesor y su morfología es parcialmente redonda y/o facetada con un tamaño aproximado de 1 μm . El microanálisis obtenido presenta picos de $\text{Ti}_{k\alpha}$, $\text{S}_{k\alpha}$, $\text{C}_{k\alpha}$, y $\text{Fe}_{k\alpha}$ lo cual corresponde a un precipitado de $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$. (Figura 4.21b).

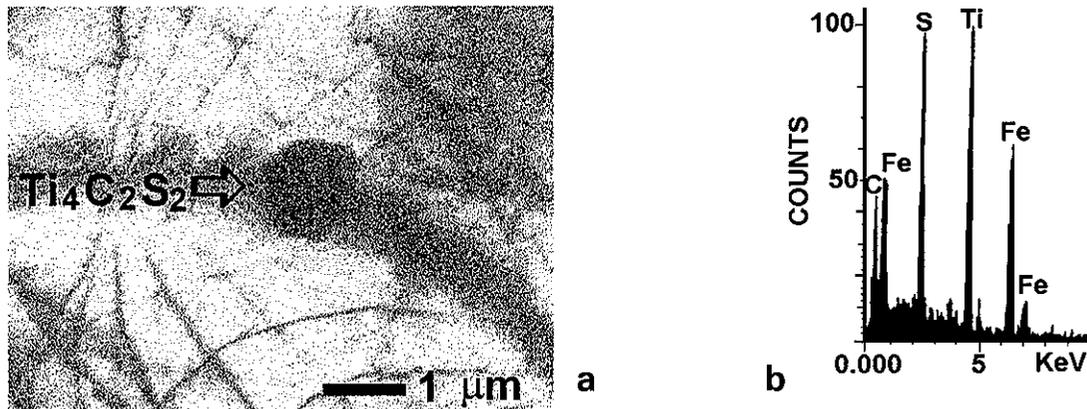


Figura 4.21a. Fotomicrografía del MET de un precipitado de morfología redonda de un acero laminado en caliente (1250-950°C) b). Microanálisis de un precipitado de morfología redonda.

La Figura 4.22 muestra el patrón de difracción de electrones de los precipitados anteriormente descritos. Las reflexiones identificadas corresponden a los valores $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ y TiS . En la Tabla 4.9 se muestran los valores de las distancias interplanares calculadas, así como, las distancias interplanares reportadas, que corresponden tanto para el precipitado de $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$, con una orientación en la dirección $[1210]$, y como para un precipitado de TiS , una orientación en la dirección $[\bar{1}2\bar{1}0]$.

Tabla 4.9. Distancias interplanares comparativas de los precipitados de tipo $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ y TiS .					
Distancia interplanar calculada	Distancia interplanar reportada	Indices de Miller	de	Parámetro de red (Å)	Compuesto
2.099	1.970	1 0 4		3.210	$\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$.
1.99	1.970	1 0 4			
1.44	1.400	0 0 8			
2.957	2.93	0 0 9		3.299	TiS
2.657	2.69	1 0 4			
1.659	1.675	1 0 13			

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

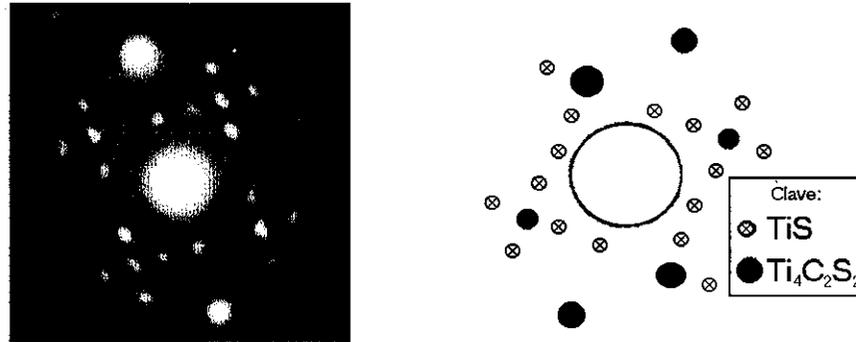


Figura 4.22. Patrón de difracción de los precipitados del tipo $Ti_4C_2S_2$ y TiS , del acero laminado en caliente ($1250-950^{\circ}C$).

De los análisis obtenidos se puede decir que hay una posible transición del compuesto de TiS a $Ti_4C_2S_2$, que ha sido reportada, en los aceros ultra limpios estabilizados con Ti [79].

Por otro lado Hua et al, [88] detectaron los tipos de precipitados de TiS a $Ti_4C_2S_2$ durante la laminación en caliente dentro de un rango de temperatura de $1250^{\circ}C-900^{\circ}C$; otro reporte [19] menciona que los porcentajes de S y Ti contenidos en el acero de este trabajo, es de esperarse que favorezca la precipitación de los compuestos encontrados ($Ti_4C_2S_2$ y TiS) los cuales coprecipitan con el TiN , y rara vez de manera independiente.

De los resultados obtenidos por microscopía electrónica de alta resolución la Figura 4.23 presenta distancia entre planos, esta se obtuvo en uno de los precipitados encontrados y se demostró que pertenecen a un precipitado de tipo de TiS .

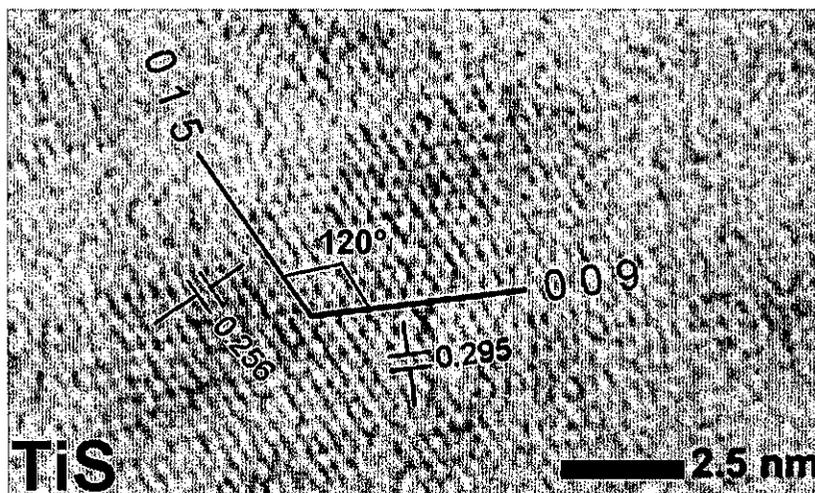


Figura 4.23. Fotomicrografía del MET de alta resolución de un precipitado de TiS de un acero laminado en caliente a ($1250-950^{\circ}C$).

Por otro lado los sulfuros en estos tipos de aceros también han sido reportados, en donde el precipitado de TiS aparece en la región de alta temperatura de la región de γ , y el $Ti_4C_2S_2$ en la región γ de baja temperatura ^[79].

4.3. Caracterización de la placa laminada en frío.

Una vez laminada la placa en caliente, esta fue laminada en frío hasta obtener un espesor final de aproximadamente de 0.3 mm, presentando una deformación total de 84%. Se ha reportado ^[9], que para aceros ultralimpios estabilizados con Ti con valores de reducción entre 70-80% producen, las condiciones óptimas para darle al acero una excelente estampabilidad.

La Figura 4.24 muestra la microestructura final obtenida después de laminar en frío el acero bajo estudio; observándose la presencia de una estructura ferrítica de granos elongados.

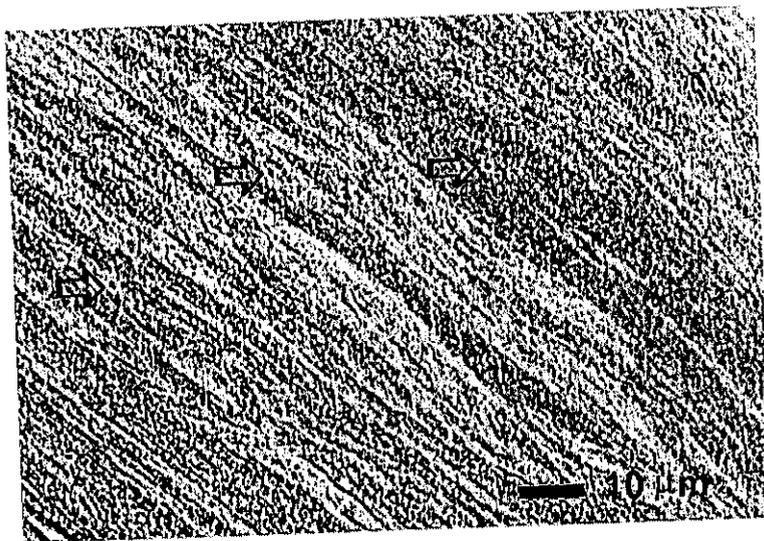


Figura 4.24. Fotomicrografía de óptico del acero laminado en frío.

En la Figura 4.25a obtenida por MEB para el mismo acero se aprecia con más detalle la estructura ferrítica elongada; presentando precipitación tanto en matriz como en las fronteras de grano, en donde los tamaños de los precipitados son de aproximadamente 1 a 2 μm .

Además, se puede observar por un lado al TiN formado durante la fabricación de acero y por el otro partículas esféricas formadas durante el proceso de enrollado ($730^{\circ}C$), con un tamaño $< 1 \mu m$; que ha diferencia de la microestructura de la muestra laminada en caliente la cantidad de estos precipitados es menor. La Figura 4.25b muestra el espectro del microanálisis obtenido en uno de los precipitados cúbicos y rombohedrales comúnmente observados, presentando picos de $Ti_{k\alpha_1}$, $N_{k\alpha_1}$ y $Fe_{k\alpha_1}$, indicando la presencia de TiN , normalmente predominante en la mayoría de la estructura. La figura 4.25c muestra el espectro

del microanálisis obtenido en uno de los precipitados observados presentando picos de $Ti_{k\alpha}$, $C_{k\alpha 1}$, $Fe_{k\alpha 1}$, indicando la presencia de TiC.

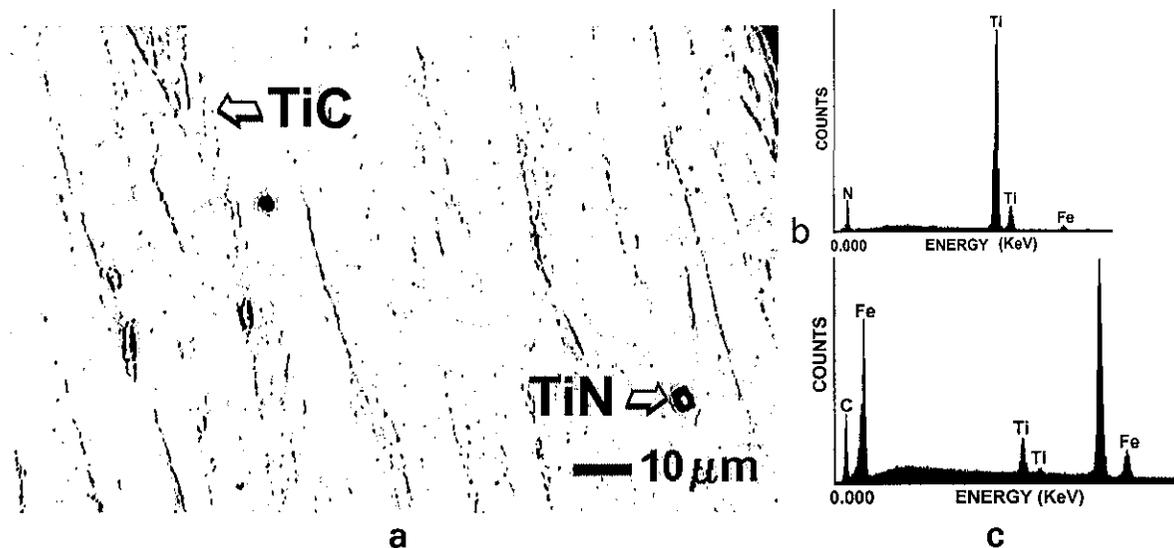


Figura 4.25a. Fotomicrografía del MEB del acero laminado en frío b). Microanálisis de un precipitado de forma cúbica c). Microanálisis de un precipitado de menor tamaño.

En la Figura 4.26a se presenta una fotomicrografía por MET del acero laminado en frío. Se observa un precipitado localizado en el centro de la Figura con un tamaño aproximado menor a 1 μm, se observan claramente contornos de doblez en regiones de la muestra; debido al proceso de laminación. Además permite conocer la simetría que muestra el cristal con respecto al haz electrónico. La Figura 4.26b muestra el patrón del microanálisis obtenido en uno de los precipitados observados, presentando picos de $Ti_{k\alpha}$, $C_{k\alpha 1}$, y $Fe_{k\alpha 1}$, indicando la presencia de TiC.

La Figura 4.26c muestra el patrón de difracción obtenido sobre uno de los precipitados analizados; a partir de las distancias interplanares calculadas se obtienen las distancias interplanares reportadas como se muestra en la Tabla 4.10.

Del análisis del precipitado se deduce que este corresponde a uno del tipo TiC, con sistema cúbico y con una orientación $[0\bar{2}2]$; con esto se afirma que el patrón de difracción corresponde a uno de los precipitados de TiC, y que las reflexiones identificadas corresponden a los valores de TiC. En la Tabla 4.10; se muestran los valores calculados del patrón de difracción con los reportados de la literatura.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Distancia interplanar calculada	Distancia interplanar reportada	Índices de Miller H k L	Parámetro de red(Å).	Compuesto
2.47	2.49	1 1 1	4.327	TiC
2.49	2.49	1 1 1		

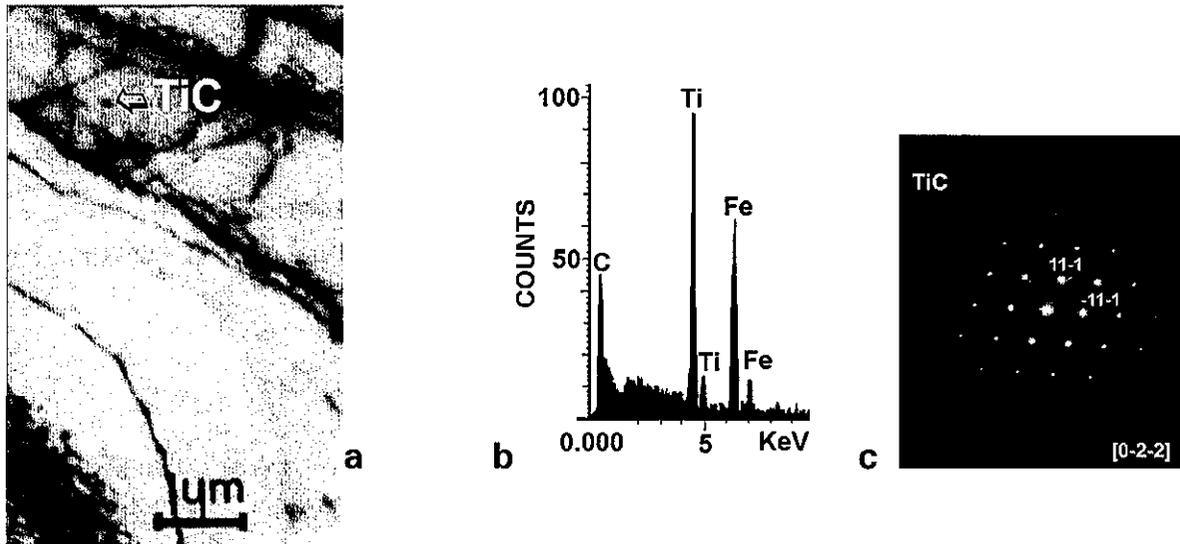


Figura 4.26a. Fotomicrografía del MET de los precipitados del acero laminado en frío, b). Microanálisis de un precipitados de forma circular, c). Patrón de difracción de un precipitado de tipo TiC.

La Figura 4.27 muestra una imagen de alta resolución de una partícula con un tamaño aproximado de 30nm; en ella se observan distancias entre planos irregulares en una sola dirección. Esta partícula analizada corresponde a un precipitado de TiC en la dirección $[0\bar{2}2]$.

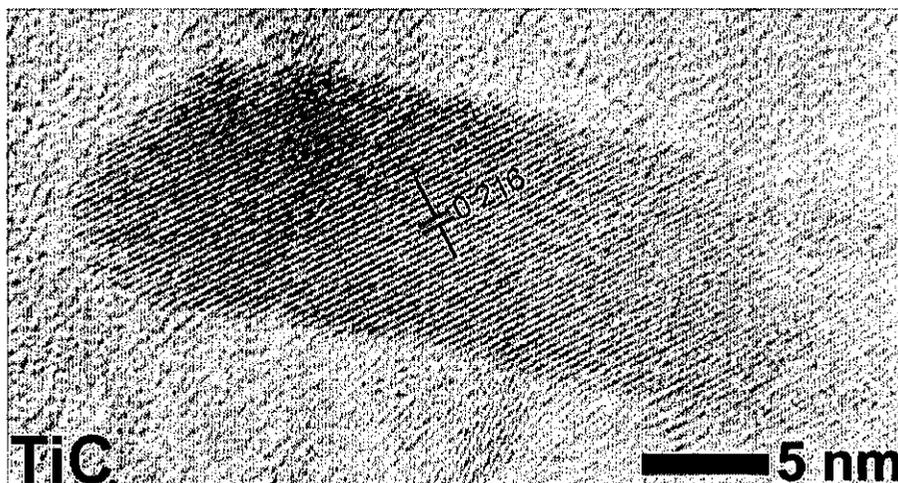


Figura 4.27. Fotomicrografía del MET de un precipitado de TiC.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

De la caracterización microestructural del acero en la condición de colada, de laminación en caliente enrollado y de laminación en frío, se pudo observar la presencia de cuatro precipitados los cuales son: TiN, TiS, Ti₄C₂S₂ y TiC asociados con el efecto estabilizador del Ti.

Así por ejemplo en las primeras etapas de fabricación del acero, se estabiliza al N mediante la formación del TiN. En las etapas de recalentamiento del planchón el TiN continua creciendo y se estabilizan elementos tales como el S y el C y finalmente con una dispersión de precipitados se continua estabilizando al C, durante el proceso de enrollado y de recocido.

Lo cual nos permite evitar que se modifique la textura $\langle 111 \rangle$ del grano ferrítico recristalizado, permitiendo obtener valores de la constante de Lankford y valores de elongación adecuados para su aplicación en procesos de estampado profundo y extra profundo ^[2].

4.4. Caracterización microestructural durante el recocido de las placas.

Anteriormente se mencionó que tanto los precipitados de TiN y TiC afectan las propiedades mecánicas de los aceros IF.

Con relación a los precipitados de TiN, se ha confirmado que este tipo de precipitado también afecta las propiedades mecánicas de los aceros de láminas recocidas ^[80]; por ejemplo una fina dispersión de estos precipitados modifican el crecimiento de los granos de ferrita recristalizados ^[2] obteniéndose con estos una dispersión de precipitados gruesos de TiN, que viene a ser un factor preponderante en la obtención de materiales con altos valores de estampabilidad.

La etapa final del proceso en la obtención de láminas para estampado, consiste en un tratamiento térmico de recocido de recristalización de los granos deformados en frío.

Las laminas fueron recocidas a 800°C dentro de un rango de 1 a 1000 segundos; la Figura 4.28 muestra la microestructura del acero recocido a 800°C durante, 1000 segundos; observándose una morfología de granos recristalizados, con un tamaño promedio de aproximadamente 20 μm, pero no equiaxiados.

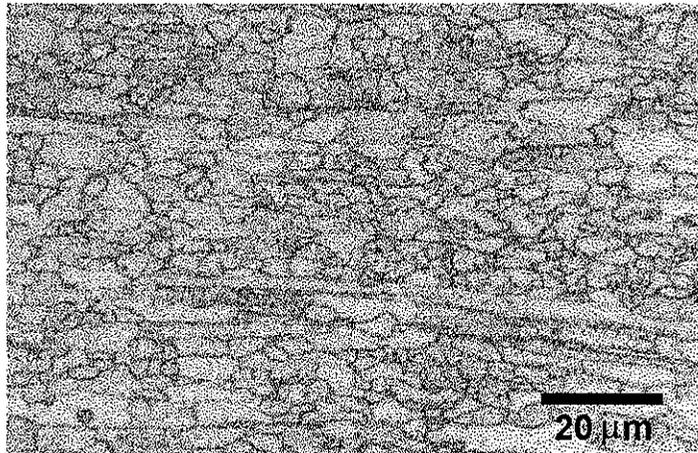


Figura 4.28. Fotomicrografía del óptico del acero recristalizado a 800°C por un tiempo de 1000 segundos.

La Figura 4.29a muestra una fotomicrografía del mismo acero en donde se presenta con más detalle los granos ferríticos y los precipitados encontrados, que son de forma parcialmente alargada y rectangular con tamaños que oscilan entre 1 a 2 μm.

Las Figuras 4.29b y 4.29c muestran los espectros de microanálisis obtenidos en los distintos precipitados encontrados. La Figura 4.29b muestra los picos de $Ti_{k\alpha}$, $S_{k\alpha}$ y $Fe_{k\alpha}$ este tipo de microanálisis se muestra principalmente en los precipitados de forma parcialmente alargados; mientras que en la Figura 4.29c se presenta el patrón de microanálisis más representativo de un precipitado en forma rectangular mostrando picos de $Ti_{k\alpha}$, $N_{k\alpha}$ y $Fe_{k\alpha}$. Es importante resaltar que los precipitados de mayor incidencia fueron los precipitados ricos en Ti y S.

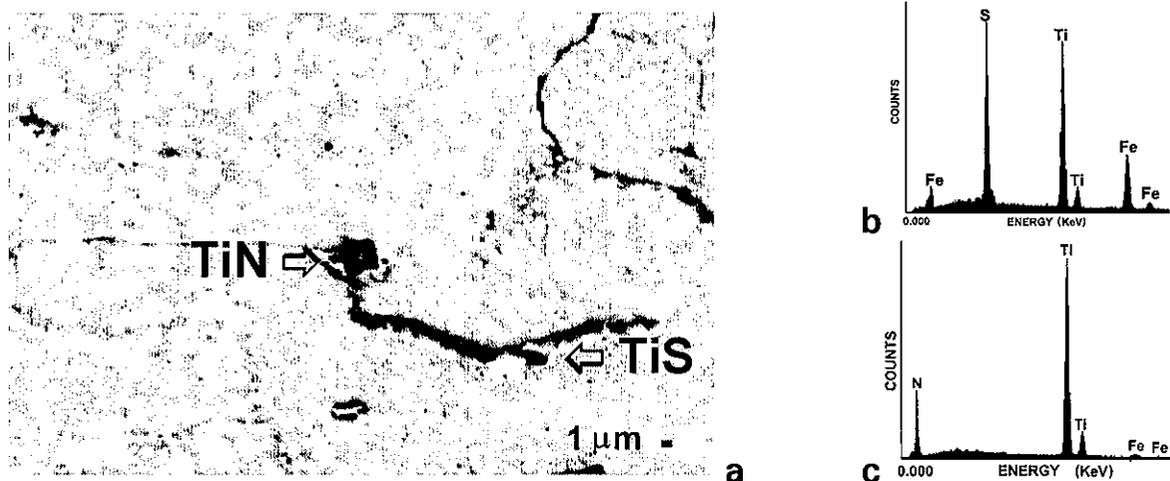


Figura 4.29a. Fotomicrografía por MEB del acero recristalizado a 800°C por un tiempo de 1000 segundos b). Microanálisis de un precipitado de forma alargada c). Microanálisis de un precipitado de forma rectangular.

En la Figura 4.30a se observan los precipitados encontrados en MET; la morfología es ligeramente redondeada fina y dispersa, con tamaños promedio de 5 a 25nm. Sin embargo no fue posible encontrar las distintas morfologías las cuales fueron apreciadas en el microscopio electrónico de barrido, el espectro de este precipitado (Figura 4.30b) muestra la presencia de picos de $Ti_{k\alpha}$, $S_{k\alpha}$ y $Fe_{k\alpha}$ que indica que se trata de un precipitado del tipo TiS.

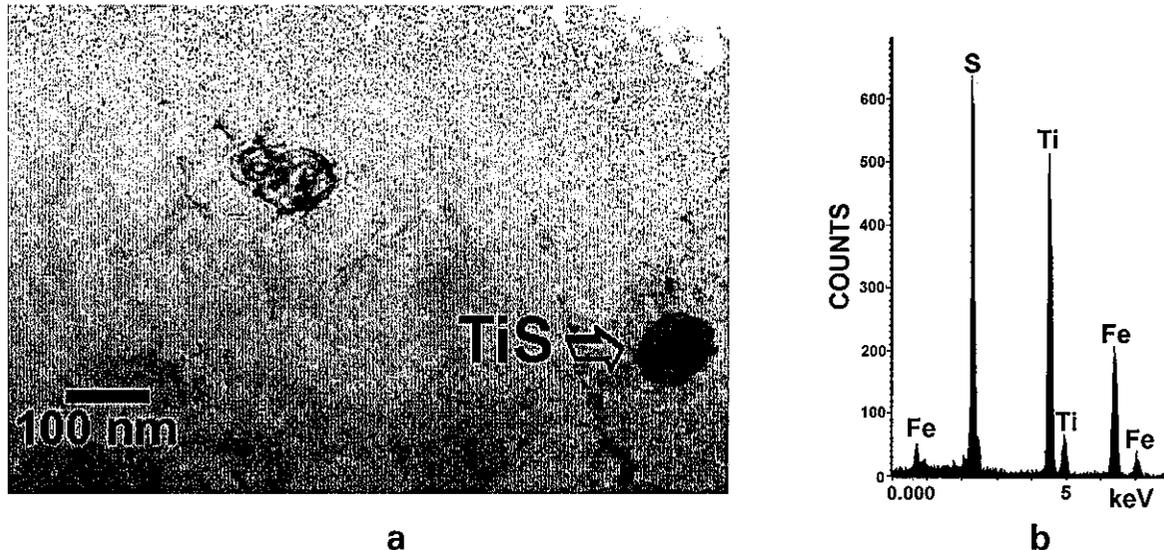


Figura 4.30a. Fotomicrografía del MET de un precipitado de morfología redonda b). Microanálisis de un precipitado de morfología redonda.

Además de los precipitados típicos encontrados en láminas de IF del presente trabajo, se encontraron partículas muy finas en forma de laminillas alineadas a lo largo de las direcciones $\langle 100 \rangle$ de la matriz de Fe (Figura 4.31).

Estas características microestructurales tiene a soportar la hipótesis de que estos precipitados pudiesen ser carburos " ϵ ". Esta apariencia microestructural ha sido reportada en aceros IF laminados en caliente ^[81], sin embargo en el presente caso se encontraron después del recocido; lo cual nos permite pensar que después de la laminación en caliente y laminación en frío, la deformación plástica durante estos procesos induce suficientes dislocaciones para atrapar el carbono en solución sólida y que solo a través de las dislocaciones es posible la precipitación de estos finos carburos ϵ , durante el tratamiento de recocido.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

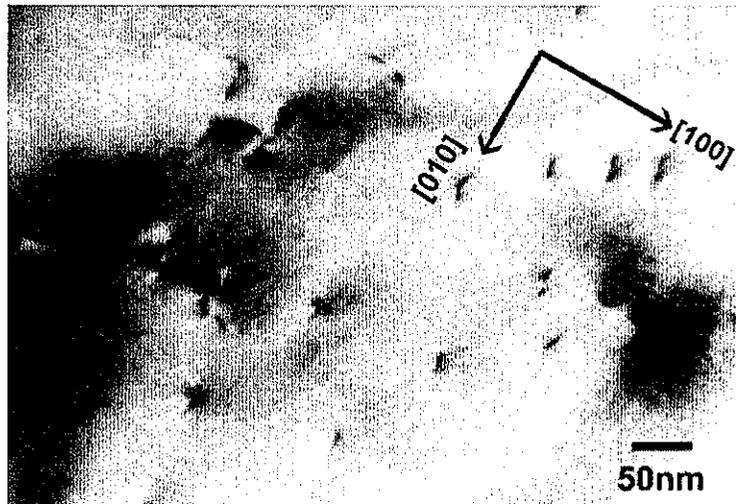


Figura 4.31. Fotomicrografía del MET en una zona de laminillas alargadas.

Los resultados obtenidos por M.E.T de la muestra recristalizada se observan en la Figura 4.32a. Una imagen de alta resolución, con morfología redonda y con un tamaño aproximadamente 18nm, donde se aprecian distancias entre planos únicamente en una sola dirección. El análisis de esta partícula corresponde a un precipitado de TiS en la dirección $[\bar{1}2\bar{1}0]$.

Nótese que sobre esta dirección las distancias interplanares están por debajo de la resolución del equipo, por lo que las intensidades producidas por las interferencias de las reflexiones del patrón de difracción; no están claramente definidos, observándose en la precipitación tendencias de líneas regulares en donde se muestran distancias entre planos únicamente.

La Figura 4.32b muestra el patrón de difracción obtenido en la región en donde se obtuvo los distintos tipos de precipitados de morfología redonda antes descritos. De las distancias interplanares calculadas se obtuvieron como resultado las distancias interplanares reportadas como se presenta en la Tabla 4.11 que corresponden a un precipitado de TiS con sistema hexagonal una orientación en la dirección $[\bar{1}2\bar{1}0]$.

Tabla 4.11. Distancias interplanares comparativas de un precipitado de tipo TiS.					
Distancia interplanar calculada	Distancia interplanar reportada	Indices de Miller	Parametro de red (Å)	Compuesto	
2.957	2.93	0 0 9	3.416	TiS	
2.657	2.69	1 0 4			
1.659	1.675	1 0 13			

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

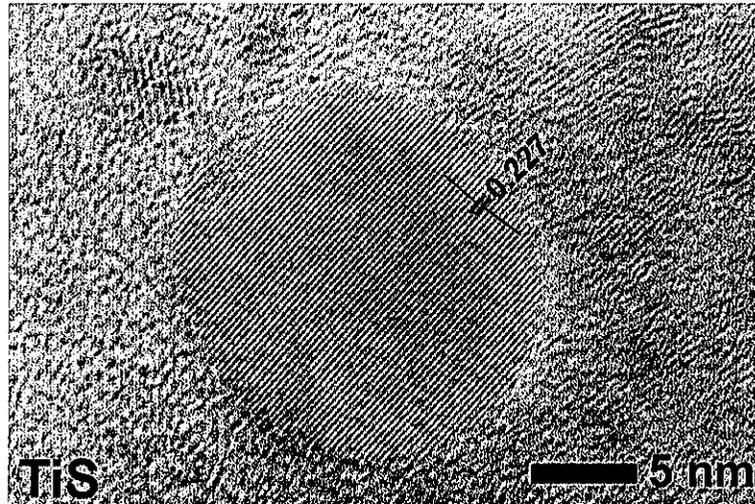


Figura 4.32a. Fotomicrografía del MET de un precipitado analizado por alta resolución b). Patrón de difracción de un precipitado de morfología redonda de tipo TiS.

Con respecto al comportamiento mecánico de estos aceros, se puede mencionar que los valores de estampabilidad se incrementan con la temperatura de recocido, lo cual ha sido establecido por varios investigadores ^[63]. Siendo las temperaturas típicas las que oscilan entre 760° a 850°C, y se reportan variaciones debido a la presencia de Nb y/o Ti ^[63]; también se reportan que por encima de los 940°C la estampabilidad de este acero de bajo carbono disminuye sensiblemente debido a la transformación de ferrita a austenita.

La mayoría de los trabajos reportados sobre el uso de las temperaturas de recocido, sugieren que las propiedades de los aceros IF pueden mejorarse al utilizar altas temperaturas de recocido; ahora bien, esto no es del todo aceptable a nivel comercial en la producción de láminas debido a que pocas industrias cuentan con procesos de recocido continuo ^[82].

Para que el proceso de recocido sea atractivo comercialmente en este tipo de acero, se sugiere que el proceso de recocido continuo que se encuentre en la temperatura de recocido previamente determinada, para que los tiempos de recocido sean del orden de minutos (2 a 5 minutos).

De otra manera, si el proceso de recocido fuese del tipo estático (batch), los tiempos del proceso serán muy largos (del orden de 40-50 horas), por otro lado con relación al proceso continuo se tiene un mayor control del porcentaje de recristalización del acero, que en el tratamiento estático del recocido; la única ventaja que tiene el recocido estático será con relación al volumen del acero tratado térmicamente, sin embargo en este tipo de hornos el control sobre el porcentaje recristalizado es mínimo.

En el presente estudio el usar 800°C como temperatura de recocido se debió a que el acero empleado estabilizado con Ti, ya sea disuelto y/o precipitado, favorece la formación de texturas adecuadas para el proceso de estampabilidad; debido a que su presencia incrementa las temperaturas de recristalización en comparación con aceros calmados con Al ($T < 200$ segundos) y estabilizados con Nb ($T > 10,000$ segundos) e inhibe el crecimiento de grano ^[9]. Es por esta razón, en el presente trabajo se utilizaron temperaturas de recocido mayores a 700°C, siendo en este caso de 800°C.

Se ha reportado que durante las etapas iniciales del tratamiento de recocido es posible que en un 70% exista una disolución de los carbonos ϵ en aleaciones binarias de Fe-C ^[83]. Esta disolución parcial se considera que juega un papel importante durante la evolución de la precipitación, por que permite que haya C libre, que puede reaccionar con otros elementos en solución sólida durante los tratamientos térmicos a alta temperatura.

Por otro lado si bien ^[81] el contenido de carbono en los aceros IF están en un orden de 0.003 a 0.006 wt%, el contenido de carbono que puede haber en solución sólida no debe ser mayor a este orden, principalmente en tratamientos de recocido muy prolongados a altas temperaturas.

Sin embargo, la evidencia que se encontró del carbono en solución sólida durante el tratamiento de recocido a altas temperaturas, es un importante resultado, pues confirma lo antes mencionado, en la que el C libre puede unificar el proceso de precipitación durante las temperaturas de tratamientos subsecuentes, y por consecuencia a las propiedades mecánicas de este tipo de aceros.

Además, si el contenido de C en solución sólida aumenta, significa que hay una disolución de los precipitados que contiene a este elemento ^[81]. Ahora bien se sabe que en rangos de temperaturas entre los 600-700°C, la disolución de TiC o $Ti_4C_2S_2$ no es de esperarse ^[84,85]; como resultado de esto, parece ser que las partículas responsables de que exista un aumento del C en solución sólida pueden ser FeC muy pequeños y coherentes, tales como los carburos " ϵ ".

En el presente trabajo durante el recocido de la lámina se encontró la evidencia de que existe precipitados de distintas morfologías (Figura 4.29a) y a partir del mismo análisis todo indica que hay presencia de TiC, TiS y TiN; en donde el TiN son partículas grandes (1-4 μm) que durante el recocido ya no evolucionan. Además, es posible que exista la presencia de estos compuestos complejos de Ti + C + S esto debido a los resultados de los mismos análisis obtenidos (Figura 4.29a,b,c); que tal vez estén interaccionando con las partículas de TiS, lo cual ha sido reportado anteriormente ^[86].

Resultados similares fueron encontrados al ejecutar un tratamiento de recocido a alta temperatura alrededor de los 750°C entre 30 segundos - 30 minutos en donde el contenido de C en solución disminuye; precipitándose este, probablemente en forma de precipitado incoherente del tipo TiS o Ti + C + S ^[81].

En resumen, la presencia de C, N en aceros IF formando solución sólida durante los procesos de deformación y/o durante los procesos de recocido son determinantes en el desarrollo de las microestructuras y las propiedades mecánicas (resistencia a la tensión, fluencia y ductilidad) de estos tipos de aceros; principalmente cuando se trata de incrementar la estampabilidad. (ver anexo A).

4.5. Correlación de las propiedades mecánicas del acero IF del presente estudio y los distintos precipitados formados durante el procesamiento de la lámina.

La Tabla 4.12 muestra las propiedades mecánicas (dureza y resistencia a la tensión máxima) y los precipitados formados, así como también el tamaño de grano obtenido en las distintas etapas del procesamiento de la lámina.

De estos resultados se puede observar que la dureza y la tensión aumentan, a medida que la lámina se va procesando, y que una vez que esta se recoce, las propiedades mecánicas disminuyen.

Sin embargo los distintos precipitados con diferentes morfologías, tamaño y distribución que se forman durante los procesos, así como el tamaño de grano contribuyen a la modificación de las propiedades mecánicas. Por ejemplo una vez que el TiC aparece (laminación en caliente y laminación en frío) las propiedades mecánicas se incrementan, y cuando hay presencia de TiS estas disminuyen.

De lo anterior se puede concluir que las propiedades mecánicas se incrementan, tanto por un endurecimiento por deformación como por un endurecimiento por precipitación; y que durante la recristalización de la lámina las propiedades disminuyen como es de esperarse. Durante esta etapa de co-precipitados el compuesto TiS, este no endurece la matriz ferrítica, y si favorece a su ablandamiento.

Lo cual permite que en esta etapa la lámina logre un valor de r (constante de Lankford) reportado en la Tabla 4.A-14 (ver anexo A) ^[78] relativamente alta, que indica que la lámina de este tipo de acero IF estabilizado con Ti posea una calidad de extra estampado profundo EDDQ (ver Figura 2.1) ^[9].

Tabla 4.12. Propiedades mecánicas y microestructurales del acero IF estudiado.					
Proceso	Tamaño de grano (μm)	Tipo de precipitado	Tamaño promedio de precipitado (μm)	Dureza (HRB)	Resistencia máxima a la tensión. (MPa)
Colada Continua.	400-600	TiN, AlN	0.5-5	66	386
Laminación en Caliente.	30-80	TiN, Ti ₄ C ₂ S ₂ , TiS	0.5-3	69.25	427.8
Laminación en Frío.		TiN, TiC	1-3	88.95	593.4
Recocido.	8-35	TiN, TiS	1-4	35	306

CAPÍTULO V

Conclusiones.

- En la etapa de colada continua se identificaron precipitados de TiN, que se forman a partir de los precipitados de AlN.
- En la etapa de laminación en caliente se identificaron precipitados de TiN, TiS y Ti₄C₂S₂. Los precipitados de TiN son muy estables; pues aún a pesar de su recalentamiento a 1250°C, estos prevalecen. Los precipitados tales como TiS y Ti₄C₂S₂ se encontraron coexistiendo casi siempre en el precipitado de TiN.
- En la etapa de laminación en frío se identificaron precipitados de TiN y TiC. La mayoría de los precipitados encontrados en esta etapa corresponden a los TiN del orden de 1 a 3 μm; en cambio los precipitados de TiC son nanométricos (30nm).
- En la etapa de recocido se identificaron compuestos complejos de Ti+C+S; que tal vez estén intercalados con los precipitados de TiS ^[86]. Además prevalece la presencia del precipitado de TiN, como partículas grandes (1 a 4 μm) y que durante esta etapa no evolucionó.

CAPÍTULO VI

BIBLIOGRAFÍA.

1. Kwon, and K. Z. Min, International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels. 94, The Iron and Steel Institute of Japan, May, 1994, pp 9-12.
2. H. Take chi, ISIJ International, 34(1) (1994), 1-8.
3. Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel: R. Pradhan, Editor, TMS, and Warrandale, Pennsylvania, 1992.
4. R. G. Blossey, R. M. Feller, D. Giedeman, R. J. Hennessey: Start-up and Operation of the Ladle Metallurgy Facility at LTV Steel, Indiana Harbor Works, Steel making Conference Proceedings, 72 (1989), 227-233.
5. M. Nadif, D. Brachet: Production of Ultra Low Carbon Steel at Sollac, Durkirk, Steel making Conference proceedings, 72 (1989), 227-233.
6. T. Obara and D. Tsunoyama: Report of Committee on Low Carbon Sheet Steel, ISIJ, (1987), 149.
7. H. Take chi, O. Akisue and T. Yakushiji: Tsetsu-to-Hagane, 74 (1988), 1617.
8. K. Tsunoyama, K. Sakata, T. Obara, S. Satoh, K. Hashiguchi and T. Irie. Effic of Lowering Sulfur Content in Ti Added, Deep Drawable Hot and Cold Rolled Sheet Steels. Hot and Cold Sheet Steel. Ed. Pradha and Ludkovsky, TMS 1988.
9. Mitsunobu. Formable Steels. Materials Science and Technology. Vol. 7, Constitution and Properties of Steels. 1992, pp. 285-333.
10. 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.
11. H. Takechi. Metallurgical Aspects on Interstitial Free Sheet Steel From Industrial Viewpoint. ISIJ. International, Vol. 34, 1994, No.1 pp. 1-8.
12. L. F. Porter, P. E. Repas. The Evolution of HSLA Steels. Journal of Metals. 1982.
13. F. B. Pickering High Strength, Low Alloy Steels-A Decade of Progress. Microalloying 75. Union Carbide Corp., New York. 1977.
14. R. Pradha. Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel. TMS, Warrandale, Pennsylvania, 1992.
15. Gupta and D. Bhattacharya. Metallurgy of Formable Vacuum Degassed Interstitial Free Steels. Metallurgy of Vacuum-Degassed Steel Products. R. Pradhan (Ed.), TMS, 1990, pp. 43-72.
16. N.Takahashi, M. Shibata, Y. Furuno, H. Hayakawa, T. Asai and Y.Yamashita: Tsesu-to-Hagané, 68 (1982) S588.
17. R. Yoda, I. Sukatani, T.Inuoe and T. Saito, ISIJ International, 34 (1994) 70.
18. H. Takechi, O. Akisue ISIJ International, ISIJ International, 34 (1991) 1.

19. N. Yochinaga, K. Ushioda, S Akamatsu and O. Akisue. Precipitation Behavior of Sulfides in Ti-Adden Ultra Low Carbon Steels in Austenite. *ISIJ International*, Vol. 34, 1994, No.1 pp. 24-32.
20. H. Kudielka and H. Rohde, *Z.Krist.*, 111 (1960) 447.
21. W. J. Lui, S. Yue and J. J. Jonas, *Metall. Trans.*, 20A (1989) 1907.
22. T. Miyoshi and S. Hashimoto, *Tetsu-to-Hagane*, 76 (1992) 862.
23. H. Hayakawa, Y. Furuno, M. Shibata and N. Takahashi. *Tetsu-to-Hagane*. 69, (1983) S594.
24. H. Ohtani, T. Tanaka, M. hasebe and T. Nishizawa. *Calphad*, 12 (1988) 225.
25. I. Tsukatani et al., *Tetsu-to-Hagane*, 74 (1988)1501
26. S. Hashimoto and T. Yakushiji, *Tetsu-to-Hagane*, 74 (1988) 1617.
27. A New Era of Pneumatic Steelmaking-Mixed Gas Blowing. *Iron and Steelmaker* 10, No.8, 1993.
28. A. W. Cramb and M. Byrne. *Steelmaking and Practices For High Quality Interstitial Free Steels. Metallurgy of Vaccum-Desgassed Steel Products*. R. Pradhan (ed), TMS, 1990].
29. T. Kuwabar, T. Hiroaka, T. Nuibe, H. Fuji, S. Tanaka: "Production of Interstitial Free Steel Slabs" *Steelmaking Conference Proceedings*, Vol. 70, 1987, p 381-387.
30. C. Moore, R. I. Marshall. *Steelmaking*. The Institute of Metals, 1991, pp. 57-107.
31. A. Nicholson, D. S. Thornton. *Steelmaking and Non-Metallic Inclusion. Material Science and Technology*, Vol. 7, Constitution and Properties of Steels, 1992, pp. 95-146.
32. A. V. Bradshaw and F. D. Richardson:"Vacuum Degassing of Steel", *TThe Iron and Steel Institute, Special Report No. 92*, May, 1965.
33. R. J. Fruehan, *Ironmaking and Seelmaking*, 1 (1976) 33-38.
34. A. W. Cramb and M. Byrne. *Steelmaking Conference Proceedigs*. Vol. 67, 1984.
35. M. Byrne, A. W. Cramb and T. W. Fenicie. *Steelmaking Conference Proceedigs*. Vol. 68, 1985, pp 451-463.
36. I. Kozasu. *Thermomechanical Controlled Processing. Material Science and Technology*. Vol. 7, Constitution and Properties of Steels. 1992, pp. 183-217.
37. R. A. Grange. *Fundamentals of Deformation Processing*. W. Backofen, et al. (eds.). Syracuse: Univ. Press, 1964,pp. 299-317.
38. kozasu, C. Ouchi, T. Sampei, T. Okita. *Microalloying 75*, New York: Union Carbide Corp., 1977, pp. 120-135.
39. K. Tsukada, K. Matsumoto, K. Hirabe, K. Takeshige. *IS&M9* No.7, 1982, pp. 21-28.
40. W. Roberts, A. Sandberg, T. Siwecki, T.Werlefors. *HSLA Steels Technology and Aplications*. M. Korchynsky (ED), Metals Park: ASM, 1984, pp. 67-84.

41. F. B. Pickering. Vanadium Microalloyed Steels: M. Korchynsky et al. (eds). Krakow: Association of Polish Metallurgical Engineers, 1990, pp. 79-104.
42. Y. Tokunaga, M. Yamada and K. Ito. Effect of Combined Addition of Nb and Ti on the Mechanical Properties of ELC Steel Sheet. *Tetsu-to-Hagne*, 73(2), 1987, pp. 109-116.
43. S. Satoh, T. Obara, M. Nishida and T. Ire. Effects of Alloying Elements and Hot Rolling Conditions on the Mechanical Properties of Continuously Annealed Extra Low Carbon Steel Sheet. *Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*. R. Pradhan ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1985, pp 151-166.
44. H. Katoh, H. Takechi, N. Takahashi and M. Abe. Cold Rolled Steel Sheets Produced by Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel,, R. Pradhan ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1985, pp 37-60.
45. S. Satoh, T. Obara, J. Takasaki, A. Yasuda and M. Mishida A New Process for Manufacturing Deep Drawing Cold Rolled Steel Sheets from Extra Low Carbon Steels Kawasaki Steel Tech. Report, No12, 1985, pp 36-44.
46. Y. Tokunaga and M. Yamada. Method for the Production of Cold Rolled Steel Sheet Having Super Deep Drawability. U. S. Patent No.4, 504, 326.
47. Gupta, T. Parayil and. Shiang and L. Shiang. Effect of Processing Parameters on the Properties of Cold Rolled Interstitial Free Steels. In *Hot and Cold Rolled Sheet Steels*, R pradhan and G. Ludkovsky eds., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1988, pp. 139-153.
48. T. Matsumoto, Y. Tanaka ad Y. Kawase. Effect of Hot Rolling Condition on the Mechanical Properties of Cold Rolled Extra Low Carbon Steel Sheet with Ti and Nb addition. *Tetsu-to-Hagne*, 72(5), 1887,p. S637.
49. H. Katoh, H. Takechi, N Takahashi, M. Abe. Proc. Symp. On Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel. ED. Pradhan. AIME, 1984, pp 37-58.
50. S. Satoh, T. Obara, M. Nishida, T. Irie. Effect of Carbide Forming Elements on the Mechanical Properties of Continuously Annealed Extra Low Carbon Steel Sheet., *Trans. Iron Steels Inst. Jpn.*,1984,24, pp 834-846.
51. I. Kozasu. HSLA Steels Technology and Aplications. M. Korchynsky (ED), Metals Park: ASM, 1984, pp. 593-607.
52. F. B. Pickering. High Stength Low Alloy Steels. *Material Science and Technology*, Vol. 7, Constitution and Properties of Steels, 1992, pp 335-400.
53. Y. Furono, A. Kawano, S. Sayanagi, M. Matsuda, H. Hayakawa and M. Shibata. Effect of Hot Rolling in Ferrite Phase on the Mechanical Properties of Very Low Carbon Titanium Cold Rolled Sheet Steels. *Tetsu-to-Hagne*, 71(13), 1985, p 11362.

54. H. Mitsuji, T. Shimomura, K Araki and K. Watanabe. Production and Quality of Hot Rolled Steel Sheets with Excellent Formability. SAE Paper No. 850119, 1985.
55. O. Hashimoto. S. Satoh, T. Ire ad N. Ohashi. Ultra Low C-Nb-P Steel with High Strength and Excellent Deep Drawability. Proceedings of the International Conference on Advances in Physical Metallurgy and Applications of Steel. The Metals Society of Great Britain, Book 284, 1982, pp. 95-104.
56. S. R goodman. Proc. Conf. HSLA Steels, Technology and Application, Philadelphia 1983. M. Korchynsky, (Ed.). Metals Park, OH: ASM, 1984, pp. 239-251.
57. R. Pradhan. Proc. Symp. Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel: R. Pradhan (Ed). Detroit: AIME, 1984, pp. 185-202.
58. P. R. Mould, J. M. Gray. Metall. Trans. 3, 1972, 3121-3132.
59. R. C Hudd. Processing- Cold Working and Annealing. Material Science and Tecchnology, Vol. 7, Constitution and Properties of Steels, 1992, pp. 219-284.
60. W. B. Hutchinson. Int. Met. Rev. 29, 1984,25.
61. G. Gordon. Conventional Batch Annealing, Iron and Steel Engineer Year Book, 1961.
62. K. Toda, B. Kawasaki, T. Siki. Iron Steel Eng. No. 50. 1973, 44.
63. T. Irie, S. Saton , Y . Yasuda , and O. Hashimoto. Development of Deep Drawable and Bake Hardenable High Strength Steel Sheet by Continuous Annealing of Extra Low Carbon Steel with Nb or Ti. TMS – AIM, New York, 1982, pp155-171.
64. A. Okamoto . Tetsu-to-Hagane 70, 1984, 1906.
65. H. Kubotera , K. Nakaoka , K. Araki , K. Watanabe , A. Nishimoto, K. Iwase. Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 17, 1977, 663.
66. W. B. Hutchinsonk, K. Ushioda. Scand. J. Metall. 3, 1984, 269.
67. K. Ushioda, W. B. Hutchinson, J. Agren, U. Schlippenbach. Mat. Sci. And Tech. 2,1986, 807.
68. H. Hu. Proc. 5th Int. Conf. Textures of Materials, 2, Aachen : G. Gottlein, K. Lucke (Eds.),Berlin, 1978, pp 3-20.
69. Selected Powder Diffraction Data for Metals and Alloys. Data Book, Vol. 1, Intenational Center for Diffraction Data , JCPDS, 1978.
70. P. Hirsch, A. Howie, R. B. Nicholson, D. W. Pashley and M. J. Whelan. Electron Microscopy of Thin Crystals. R. E. Krieger Publishing Company, Huntington, N.Y. 1977.
71. K.W. Andrews, D.J. Dyson and S. R. Keown. Interpretation of Electron Diffraction Patterns. 2nd. Edition. Plenum Press, New York, 1971.
72. D. O. Wilshynsky-Dresler, D. K. Matlock and G. Krauss: Int. Forrum for Physical Metallurgy of IF Steels-94, ISIJ, Tokyo, (1994).
73. S. V Subramanian, M. Prikry1 B. D. Gaulin, D. D. Clifford, S. Benincasa and Y. O Reilly: ISIJ Int. 24 (1994), No. 1, 61.

74. W. Jolley: *J. Iron Eteel Ins.*, 205 (1967), 231.
75. K. Ushioda, N. Yoshinaga and O. Akisue: *ISIJ Int.*, 34(1994), No 1, 85.
76. K. Kawasaki, S. Sanagi, T. Senuma, N. Yoshinaga and O. Akisue: *Tetsu-to-Hagané*, 79(1993), 76.
77. K. Ushioda, K. Koyama and M. Takahashi: *ISIJ Int.*, 30 (1990), 764.
78. Arturo M. Facultad de Química, UNAM. (Tesis de Maestría 1998).
79. A. Okamoto and N. Mizui. Texture Formation in Ultra low Carbon Ti-Added Cold-Rolled Sheet Steels Containing Mn and P. *Metallurgy of Vacuum -Degassed Steel Products*. R. Pradhan (ed.), TMS. 1990, pp 161-180.
80. S. V. Subramanian and J. Gao, in *International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels*. IFS -94, ed. The Iron and Steel Institute of Japan, pp. 53 (1994).
81. S. Carabajar, J. Merlin, V. Massardier, S. Chabanet. Precipitation Evolution During the Annealing of an Interstitial-free Steel *Materials Science and Engineering A281* (200) 132-142.
82. I. Gupta and D. Bhattacharya. *Metallurgy of Formable Vacuum Desgassed Interstitial Free Steels*. *Metallurgy of Vacuum- Desgassed Steel Products*. R. Pradhan (Ed.), TMS, 1990, pp. 43-72.
83. P.M. Robinson, *J. Aust. Inst. Met.* 6(1961) 217-226.
84. B. Kong, J. Lu, in: W. Bleck (Ed.), *Proceedings of International Symposium on Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties*, vol. 2, RWTH Aachen University of Technology, Aachen, Germany, 1998, pp. 545-552.
85. H. Takechi, in: W. Bleck (Ed.), *Proceedings of International Symposium on Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties*, vol. 1 RWTH Aachen University of Technology, Aachen, Germany, 1998. pp. 133-144.
86. M. Hua, C. I. García, K. Eloit, A.J. Deardo, *ISIJ Int.* 37 (1997) 1129-1132.
87. *Annual Book of ASTM Standards*. Section 3, *Metals Test Methods and Analytical Procedures*. Vol 3.01, *Metals-Mechanical Testing; Elevated and Low-Temp.*, ASTM, 1986.
88. R. Mendoza, J. Camacho, G. Lugo, C. López, L. Herrera, J. Reyes, C. González and J. A. Juárez-Islas. *ISI International*, Vol. 37 (1997), No 2, pp. 176-180.
89. T. Miyoshi and S. Hashimoto, *Tetsu-to-Hagane*, 76 (1992) 826.

APÉNDICE A.

PROPIEDADES MECÁNICAS.

Ensayos de tensión.

En la determinación de las propiedades mecánicas del acero IF estudiado en el presente trabajo se llevó a cabo mediante ensayos de tensión tal y como se describe a continuación.

Los ensayos mecánicos de tensión fueron llevados a cabo ^[78] en una máquina de tensión Instron de 15 toneladas de carga máxima, acoplada a un equipo de adquisición de datos. Este ensayo se efectuó en probetas maquinadas de acuerdo a la norma ASTM E-8 85 ^[87]; las probetas se obtuvieron a partir del acero laminado en frío y con tratamientos de recocido a 800°C con un tiempo de 5 minutos.

Para llevar a cabo el tratamiento de recocido en las probetas de tensión, estas fueron colocadas dentro de un tubo de cuarzo con atmósfera de argón para evitar la oxidación, e introducidas a un horno de resistencia durante el tiempo determinado; el enfriamiento se lleva a cabo dentro del horno apagado y al llegar a los 100°C se sacaron las probetas y se enfriaron al aire.

APÉNDICE B.

Medición de la constante Lankford.

La constante de Lankford Υ es la relación de la deformación real que ha ocurrido en el ancho w , perpendicular a la dirección del esfuerzo aplicado y al plano de la lámina, con la deformación real que ocurre al mismo tiempo en la dirección del espesor t . Tal que r , es numéricamente igual a ^[78] :

$$\Upsilon = \varepsilon_w / \varepsilon_t = \ln (w_f \cdot w_0) / \ln (t_f / t_0) \quad (1)$$

Donde ε_w es la deformación en el ancho y ε_t es la deformación en el espesor de la lámina. El método de prueba estándar para determinar la relación de deformación plástica Υ en láminas metálicas muy delgadas para su aplicación en estampado profundo, consiste en medir los cambios en el ancho w y en la longitud l , asumiendo el volumen V constante, ya que los cambios de espesor t resultan muy difícil medirlos con precisión. Por lo tanto, según la norma ASTM E-517-81 ^[87], el valor de Υ se calcula como sigue:

Considerando que $V_0 = V_f$, entonces:

$$r = \epsilon_f = \ln (l_0 w_0 / l_f W_f) \quad (2)$$

Sustituyendo la ecuación (2) en (1) e invirtiendo para eliminar los valores negativos, tenemos finalmente la relación ^[78]:

$$r = \frac{E_\omega}{\epsilon_f} = \ln \frac{\ln(w_f / \omega_0)}{\ln(t_f / t_0)} \quad (3)$$

Posteriormente, se puede determinar el valor de \bar{Y}_m , que es el promedio de los valores de \bar{Y} obtenidos en tres direcciones: 0°(paralelo), 45°(diagonal) y 90°(transversal) a la dirección de laminación.

La cuantificación de los resultados obtenidos de las propiedades mecánicas de las muestras recocidas, en termino de su límite de fluencia, última resistencia a la tensión y por ciento de elongación, de muestras ensayadas a 0°, 45° y 90° con respecto a la dirección de laminación. Se determinó la relación de anisotropía plástica normal \bar{Y} (constante de Lankford), y a partir de estos valores se calculó la relación de anisotropía plástica promedio (\bar{r}), como se muestra en la Tabla B-14.

Las propiedades mecánicas obtenidas en este tipo de acero se presentan en la Tabla B-13, donde muestra los resultados de tensión de fluencia (Y.S), y la máxima resistencia a la tensión (UTS) y % de elongación en las distintas orientaciones con relación a la laminación (0°, 45° y 90°).

Tabla B-13. Propiedades mecánicas del acero IF estabilizado con Ti.			
Propiedades Mecánicas	0° en la dirección de laminación	45° en la dirección de laminación	90° en la dirección de laminación
0.2%Y.S (MPa)	167	156	153
UTS (MPa)	306	295	306
Elongación (%)	56	62	68

Los valores obtenidos de anisotropía plástica normal \bar{Y} se relacionaron con las distintas orientaciones en la laminación (0°, 45° y 90°).

A partir de estos resultados (ver Tabla B-14) tanto de las propiedades mecánicas y de anisotropía plástica promedio \bar{r} (constante de Lankford) se puede deducir lo siguiente:

1. Las muestras recristalizadas de las laminas en frío, mostraron valores de elongación superiores al 50% y valores de la constante de Lankford de 2.02.
2. A partir de las propiedades mecánicas obtenidas de la constante Lankford y de los valores de anisotropía plástica este acero se clasifica de calidad de estampado extraprofundo EDDQ ^[78].

Tabla B-14. Valores de la anisotropía plástica normal (γ) y anisotropía plástica promedio \bar{r} (constante de Lankford).			
Relación de Anisotropía	0° en la dirección de laminación	45° en la dirección de laminación	90° en la dirección de laminación
γ	2.03	2.00	2.08
\bar{r}	2.02		