

00574

*24*



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA  
DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO

ESTUDIO DEL PROCESO DE FABRICACION DE  
LAMINA PARA ESTAMPADO DE ACERO DE BAJO  
CARBONO Y ESTABILIZADO CON TITANIO

**T E S I S**

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:  
**MAESTRIA EN METALURGIA**

P R E S E N T A :

**ARTURO MOLINA OCAMPO**

ASESOR: DR. JULIO ALBERTO JUAREZ ISLAS



MEXICO, D. F.

1998

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

*250017*



## **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 está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

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

Jurado asignado.

Presidente	Dr. Lorenzo Martínez Gómez
Primer vocal.	Dr. David López López
Secretario:	M. en I. Bernardo F. Campillo Illanes
Primer suplente.	Dr. Bernardo Hernández
Segundo suplente:	M. en C. Carlos González Rivera

Sitio donde se desarrollo el tema de tesis:

Instituto de Investigaciones en Materiales, U.N.A.M

*A mis Padres y Hermanos*

# INDICE

<b>CAPITULO 1. Introducción</b> .....	<b>1</b>
<b>CAPITULO 2. Antecedentes</b> .....	<b>3</b>
2.1. Aceros conformables .....	3
2.1.1. Desarrollo y clasificación .....	3
2.2. Aceros libres de elementos intersticiales .....	6
2.2.1. Clasificación de los aceros IF .....	7
2.3. Proceso de fabricación de los aceros IF .....	10
2.3.1. Refinación primaria .....	11
2.3.1.1. Horno básico de oxígeno .....	11
2.3.1.2. Horno de arco eléctrico .....	13
2.3.2. Desgasado al vacío .....	15
2.3.3. Colada continua .....	17
2.4. Proceso de producción de lámina de acero IF .....	19
2.4.1. Laminación en caliente .....	21
2.4.1.1. Recalentamiento .....	24
2.4.1.2. Laminación basta .....	26
2.4.1.3. Laminación final .....	30
2.4.1.4. Enrollado .....	31
2.4.2. Laminación en frío .....	33
2.4.3. Tratamiento de recocido .....	35
2.4.4. Laminación de ajuste .....	38
<b>CAPITULO 3. Ruta de fabricación del planchón de acero de bajo carbono y estabilizado con titanio</b> .....	<b>39</b>
3.1. Reducción directa .....	40
3.2. Horno de arco eléctrico .....	40
3.3. Desgasado al vacío .....	41
3.4. Horno de olla .....	42
3.5. Colada continua .....	44
3.6. Control de carbono .....	45

<b>CAPITULO 4. Desarrollo experimental</b> .....	<b>46</b>
4.1. Obtención de probetas para experimentación .....	46
4.2. Tratamientos térmicos de austenizado .....	47
4.3. Proceso de laminación .....	47
4.3.1. Laminación en caliente .....	47
4.3.2. Laminación en frío .....	48
4.4. Tratamiento térmico de recocido .....	49
4.5. Técnicas de caracterización microestructural .....	49
4.5.1. Microscopía óptica .....	49
4.5.2. Microscopía electrónica de barrido .....	50
4.5.3. Microscopía electrónica de transmisión .....	50
4.5.4. Difracción de rayos X .....	51
4.6. Ensayo de tensión .....	51
4.6.1. Medición de la constante de Lankford .....	51
4.6.2. Obtención del valor del exponente $n$ .....	52
 <b>CAPITULO 5. Resultados y discusión</b> .....	 <b>53</b>
5.1. Caracterización microestructural del planchón en condición de colada .....	53
5.2. Caracterización del acero con tratamientos térmicos de recalentamiento .....	56
5.3. Laminación en caliente .....	61
5.4. Laminación en frío .....	67
5.5. Tratamiento de recocido .....	68
 <b>CAPITULO 6. Conclusiones</b> .....	 <b>73</b>
 <b>REFERENCIAS</b> .....	 <b>75</b>

# CAPITULO 1

## INTRODUCCION

El desarrollo de materiales metálicos con mejores propiedades mecánicas y cuyo costo de producción y de manufactura sean relativamente menores a los empleados tradicionalmente es actualmente de gran importancia. En el caso particular de los aceros, y en particular, los utilizados para lámina en la industria automotriz, se prefiere a los aceros de alta resistencia, dúctiles, tenaces y con buena estampabilidad para lograr carrocerías de gran complejidad.

Una de las innovaciones importantes en los aceros fue la producción de los aceros microaleados para forja y lámina. Con los cuales se logró una combinación exitosa de sus propiedades mecánicas con una reducción en los costos de fabricación. De esta manera se ofrece una buena alternativa para sustituir a los aceros al carbono y de baja aleación empleados convencionalmente.

Los procesos de fabricación de los aceros microaleados actualmente cuentan con mejores e innovados equipos, como es el caso de los desgasadores al vacío. De tal manera que resulta relativamente fácil, obtener aceros de bajo y ultra bajo contenido de carbono. Los aceros microaleados también representan una enorme ventaja económica ya que se requiere de menores cantidades de ferroaleaciones y procesos como el temple y revenido han sido eliminados porque únicamente se requiere de un adecuado control termomecánico durante la elaboración del producto.

En el caso particular de México, la industria siderúrgica está siendo objeto de profundas transformaciones motivadas por el alto nivel de competencia tecnológica que se ha impuesto en el mercado mundial del acero, por lo que la búsqueda de nuevas alternativas tecnológicas es una tarea vital, evitando además que en un futuro, los consumidores nacionales opten por los aceros de mayor calidad disponibles en el extranjero.

Los aceros ultralimpios mexicanos están comenzando a ser producidos a nivel comercial pero su uso es aún limitado. Por esto es que resulta necesario, que a través de la investigación se obtengan láminas de mayor calidad y con mejores propiedades mecánicas para que las grandes siderúrgicas nacionales puedan competir con las industrias extranjeras por ejemplo en la fabricación de acero para lámina automotriz.

El presente trabajo tiene como objetivo, el analizar el efecto de la laminación en caliente, la laminación en frío y, el recocido sobre la microestructura y propiedades mecánicas de un acero de bajo carbono, estabilizado con titanio. Este acero fue fabricado por la industria siderúrgica mexicana ISPAT, S.A. de C V, como parte de un programa de investigación para la obtención de lámina para su aplicación en la industria automotriz, de tal manera que se obtengan las condiciones termomecánicas, mecánicas y de recocido necesarias para proponer una ruta que permita la obtención de un producto final con las propiedades mecánicas óptimas para el estampado profundo.

Para el estudio de este acero, se utilizaron técnicas de caracterización tales como microscopía de barrido y de transmisión así como difracción de rayos X. También se aplicaron las pruebas mecánicas necesarias para obtener los parámetros que permiten determinar la respuesta que tendrá el material al estampado. Estos son la resistencia a la tensión, el porcentaje de elongación y los valores tanto de  $r$  (constante de Lankford), como del exponente de endurecimiento por deformación  $n$ .

## CAPITULO 2

### ANTECEDENTES

#### **2.1 Aceros conformables.**

El mejoramiento 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 es el caso de los componentes de acero fabricados por laminación en frío para carrocerías, la formabilidad es la característica principal que se requiere. En particular, la clave tecnológica para producir láminas de acero con un aumento en sus propiedades para estampado profundo, es la eliminación de elementos de impureza, el desarrollo de una textura favorable y el control en el tamaño de grano<sup>1</sup>.

El proceso para la fabricación de lámina de acero, involucra aceración, laminación en caliente, laminación en frío y, recocido. Estos procesos ofrecen una mayor oportunidad de mejorar la formabilidad de los aceros, incluyendo la optimización de la composición química y de las condiciones de laminación y recocido. Para el ahorro en el consumo de energía y para mejorar la eficiencia en la producción, se han desarrollado nuevos procesos tales como realizar el laminado en caliente inmediatamente después de obtener el planchón por colada continua y realizar además de manera continua el tratamiento de recocido.

Recientemente, para el ahorro en el consumo de combustible, ha sido necesario llegar a diseñar una carrocería muy ligera fabricada a partir de lámina muy delgada. Para lograr esto, se desarrollaron los aceros conformables de alta resistencia. Estos aceros son empleados en la industria automotriz por su excelente comportamiento al estampado profundo. En un futuro tenderán competir en la fabricación de productos que actualmente se elaboran con aleaciones no ferrosas y con plásticos<sup>2</sup>.

#### **2.1.1 Desarrollo y clasificación.**

El desarrollo de los aceros de alta resistencia para la fabricación de lámina se ha dividido en tres etapas. Este progreso se muestra en la tabla 2.1, en donde se observa un primer período en donde se le dió mucha importancia a la seguridad del conductor, pero estas

láminas presentaban una resistencia a la tensión por abajo de los 60 kgf/mm<sup>2</sup>, y su formabilidad no era muy buena. En la segunda etapa, debido a la primera crisis de combustible, la demanda social fué la de reducir el peso en la carrocería de los automóviles; además, actualmente las carrocerías de menor peso, han sido establecidas como uno de los fundamentos para la manufactura automotriz, y la adopción de los aceros de alta resistencia para carrocerías se ha incrementando a un paso constante. Esta segunda generación de aceros es aplicado para la elaboración de piezas en donde se requiere un alto grado de deformación plástica, además ayudaron a hacer más eficiente la producción, utilizando las ventajas del recocido continuo, el cual comenzó a utilizarse justamente en este tiempo. Actualmente, en el tercer período de desarrollo de los aceros conformables, se busca que presenten una buena calidad lograda principalmente por la combinación con otros materiales<sup>3</sup>.

Tabla 2.1. Etapas de desarrollo de los aceros conformables de alta resistencia.

Etapa	Aceros	Método de manufactura	Aplicación
1	Convencionales con Mn y Si Endurecido por precipitación	Recocido por lotes	Partes de seguridad de bajo grado
2	Calmados y refosforizados Duales	Recocido continuo	Paneles exteriores e interiores
3	Super HSS. IF De Alta resistencia a la fatiga	Recocido continuo	Paneles, Chasises y partes funcionales

Los aceros para lámina fabricados comercialmente y que son empleados de manera particular para la elaboración de partes estampadas, fueron clasificados formalmente por su constante de Lankford (valor de  $r$ ), y por su valor de elongación total<sup>4</sup>. El valor de  $r$  en una lámina metálica 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 un metal policristalino. Mientras que la elongación total es el grado de deformación o alargamiento que el material puede soportar sin romperse<sup>2</sup>.

En la figura 2.1 se ilustra la clasificación de las láminas de acero conformable. Se muestran las regiones correspondientes para cinco grados de lámina para estampado: los

de calidad comercial (CQ), los de calidad de estampado (DQ); los aceros de calidad de estampado profundo (DDQ) y, finalmente los aceros de calidad de estampado extra profundo (EDDQ). Recientemente, sin embargo un acero de grado super estampado extra profundo (Super 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  $r$  de 2 y valores de elongación por arriba del 50%<sup>4</sup>

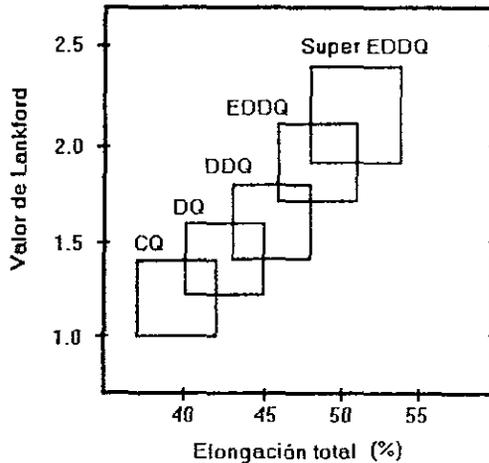


Figura 2.1. Clasificación de laminas de acero conformable

Los aceros más comúnmente empleados para la fabricación de lámina para estampado son: i) aceros no calmados, ii) aceros calmados con aluminio y, iii) aceros microaleados libres de elementos intersticiales<sup>2</sup>.

Los primeros, en los cuales se agregan muy pocas cantidades de aluminio, son usados para la elaboración de lámina comercial para conformar, pero sus propiedades mecánicas son comparables a las de los productos típicos, por lo que no resultan ser adecuados para un estampado profundo y solo son empleados en procesos de doblado

Los aceros calmados con aluminio, resultan ser aceros muy limpios pueden presentar valores de  $r$  de entre 1.5 y 1.8, con lo cual se pueden obtener láminas de calidad para el estampado profundo. Finalmente los aceros microaleados libres de elementos

intersticiales, también conocidos como IF por sus siglas en inglés (Interstitial Free), están considerados como aceros de grado EDDQ e incluso de Super EDDQ, ya que se puede llegar a obtener valores de  $r$  por arriba de 2.

## 2.2 Aceros libres de elementos intersticiales.

Una de las innovaciones más importantes de la metalurgia en los últimos años ha sido la producción de los aceros microaleados. Estos tienen una gran demanda dentro de las industrias de la construcción, la energía y la automotriz.

Inicialmente, los aceros microaleados se establecieron como materiales ideales para una gran variedad de aplicaciones. Ejemplos son la elaboración de tubería para el transporte de petróleo, y para la fabricación de vigas estructurales. Todas estas aplicaciones requieren de alta resistencia a la tensión, tenacidad y excelente soldabilidad<sup>6,6</sup>. Sin embargo, con la adopción de la tecnología moderna de desgasificación en vacío, 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 microaleados libres de elementos intersticiales o aceros IF<sup>7,8</sup>. Este primer acero microaleado sin elementos intersticiales disueltos, fue formulado y fabricado en 1970, y se caracterizó por tener excelentes propiedades mecánicas para la laminación en frío, un excelente endurecimiento por deformación y resistencia al envejecimiento.

Estos aceros, son lo más reciente en el desarrollo de aceros que requieren de una excelente formabilidad para el estampado profundo<sup>9</sup>, ya que se ha establecido que disminuyendo la cantidad de carbono 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<sup>4,10</sup>.

La manera de estabilizar al carbono y al nitrógeno en los aceros IF es mediante la adición adecuada de niveles estequiométricos de formadores de carbonitruros tales como el niobio y el titanio<sup>11,12</sup>. En el caso del titanio, éste se estabiliza con el nitrógeno y el azufre antes que con el carbono. Por otro lado, cuando se añaden titanio y niobio, la cantidad de titanio añadida debe ser lo suficiente para reaccionar con el nitrógeno y el azufre, mientras que el carbono debe reaccionar con el niobio. Cuando únicamente se emplea niobio como estabilizador, éste se combina con el carbono, mientras que el aluminio estabiliza al nitrógeno. En este último caso el azufre presente reacciona con el manganeso<sup>13</sup>.

La evolución que se ha generado en los aceros microaleados libres de elementos intersticiales para estampado profundo, se muestra en la tabla 2.2.

Etapa	Necesidad	Aplicación	Innovación
Ciclo 1	Mejorar la propiedad de doblez y estiramiento	Placas ligeras y laminadas en caliente	Bajo contenido de C y S, control en la morfología de las inclusiones
Ciclo 2	Mejorar 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
Ciclo 3	Estampado profundo	Conformado de partes automotrices	Ultra bajo contenido de C, adiciones de Nb y Ti y, bajo contenido de P

### 2.2.1 Clasificación de los aceros IF

Como ya se ha mencionado, los aceros IF o libres de elementos intersticiales, se caracterizan por tener una excelente deformabilidad en frío y resistencia a envejecerse, por lo que son utilizados como aceros para lámina con un moderado o alto 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 esto, los aceros IF, se han clasificado en tres tipos diferentes: Los aceros que contienen titanio, los aceros con niobio y los aceros IF con titanio y niobio.

En los aceros IF con Ti, el control de la composición química es muy crítico para obtener una excelente conformabilidad, es decir, altos valores de  $r$  y de ductilidad. Mientras que los aceros estabilizados con Nb y Nb + Ti, muestran entre sí un efecto similar entre la composición y las propiedades mecánicas. Por esta razón, los efectos causados por la composición química se pueden dividir en dos secciones<sup>13</sup>: Los aceros IF estabilizados con Ti, y los aceros IF estabilizados con Nb (Nb y Nb + Ti). Las adiciones de titanio, se llevan a cabo con el propósito de fijar elementos intersticiales tales como el carbono y el nitrógeno, lo cual mejora grandemente el valor de Lankford<sup>14</sup>.

La cantidad crítica de titanio necesario para obtener un excelente valor de  $r$  (entre 2 y 3), puede expresarse de acuerdo con las siguientes ecuaciones<sup>15</sup>, las cuales determinan las cantidades de titanio efectivo ( $Ti^*$ ), de titanio en solución  $[Ti]$ , y de titanio como

precipitados de carburo de titanio (TiC) Asumiendo que la mayoría de azufre, nitrógeno y carbono son estabilizados como compuestos de titanio, se tiene.

$$Ti^*(\%) = Ti(\%) - 1.5S(\%) - (24/7)N(\%)$$

$$[Ti](\%) = Ti^*(\%) - 4C(\%)$$

$$TiC(\%) = 5C(\%), \text{ cuando: } Ti^*/C \gg 1$$

$$TiC(\%) = 1.25Ti^*(\%); \text{ cuando. } Ti^*/C \ll 1$$

De acuerdo con lo reportado por H. Takechi<sup>16</sup>, los aceros IF presentan un máximo de 53% de elongación, cuando la cantidad de titanio es aproximadamente de 0.01% en peso. Por otro lado, el porcentaje de elongación se deteriora a medida en que la cantidad de titanio se incrementa. Sin embargo, la relación con que decrece el valor del porcentaje de elongación es menos acentuada para el caso de los aceros IF estabilizados con niobio, es decir, el efecto que provoca la variación en el contenido de niobio sobre la elongación del acero, no es tan significativa.

En el caso de los aceros IF estabilizados con Nb + Ti, el nitrógeno se fija con el titanio, necesitando alrededor de 0.006% en peso de titanio para fijar 150 ppm de nitrógeno. El aluminio y/o el niobio, también son útiles para fijar al nitrógeno. Sin embargo, el nitruro de titanio (TiN) tiende a precipitar a temperaturas más elevadas que el nitruro de aluminio (AlN) o el nitruro de niobio (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 titanio son preferibles para la fijación del nitrógeno desde el punto de vista de retener la ductilidad del producto final<sup>16</sup>.

El carburo de niobio (NbC) precipita en las hojas laminadas en caliente. Esto es muy útil para controlar el tamaño de grano y cambiar posteriormente las texturas de las hojas laminadas en frío. 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 tiende a ser más fino durante el recocido, por lo que el valor de la ductilidad en la lámina se deteriora. Se ha reportado que la cantidad de niobio necesaria es de alrededor de 0.007% con el propósito de controlar la textura. Mientras que se requiere de aproximadamente de 10 ppm, para fijar al carbono, como NbC<sup>16</sup>.

Los aceros al titanio se han desarrollado y utilizado ampliamente como una lámina de acero endurecido por calentamiento (BH), debido a su buena formabilidad y alta resistencia. Generalmente un acero de este tipo contiene una pequeña cantidad de

carbono y de nitrógeno, y es controlada con el propósito de retener unas cuantas ppm de carbono en solución mediante la adición de una pequeña cantidad de titanio 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 carbono, nitrógeno y titanio y sus precipitados son muy afectados por los tratamientos térmicos.

En los aceros IF con titanio, algunos sulfuros tales como el sulfuro de manganeso (MnS), el sulfuro de titanio (TiS) y el carbosulfuro de titanio ( $Ti_4C_2S_2$ ), precipitan en conjunto con el TiC y el TiN. Especialmente el  $Ti_4C_2S_2$ , el cual precipita durante el recalentamiento de los planchones y juega un papel importante en el control de los átomos de soluto de carbono<sup>17</sup>

La estructura cristalina del  $Ti_4C_2S_2$  fué estudiada primero por Kudielka y Lui, quienes identificaron un sulfuro en aceros microaleados con titanio, como  $Ti_4C_2S_2$  y no como  $Ti_2S$ <sup>18,19</sup>. En base a estos estudios, se sabe que en los aceros con adiciones de titanio, existen varios tipos de precipitados tales como el TiN, el TiS, el  $Ti_4C_2S_2$  y el TiC, los cuales afectan significativamente a las propiedades mecánicas del producto final<sup>20</sup>.

Con respecto al comportamiento de la precipitación de estos compuestos, se han llevado a cabo diversas investigaciones<sup>21</sup> y los productos de solubilidad han sido casi totalmente identificados<sup>22</sup>. En contraste con estos 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 titanio es limitado.

Los aceros libres de elementos intersticiales son aceros en donde el carbono y el nitrógeno en solución son removidos en forma de precipitados, mediante la adición de titanio y/o niobio. La finalidad de esta remoción es con el propósito de obtener láminas con una alta estampabilidad. Por lo tanto, los contenidos atómicos de niobio y de titanio deben ser básicamente mayores a los contenidos de carbono y de nitrógeno, debido a que el carbonitruro es generalmente un compuesto estequiométrico con una relación de 1:1. Sin embargo, el comportamiento de la precipitación durante el proceso de producción, tal como el laminado en caliente o el recocido, influyen grandemente sobre las propiedades finales de las láminas fabricadas de acero IF.

Por ejemplo, se ha reportado que las condiciones de los precipitados y del carbono en solución en bandas, cambian durante el recalentamiento del planchón, durante el laminado en caliente y en función de la temperatura de enrollado<sup>11,23</sup>; también se modifica el tamaño de grano y/o la textura<sup>24</sup>

Los aceros IF moderados, presentan una buena deformabilidad en frío, reflejada particularmente por su bajo límite de fluencia. Un papel muy importante, lo juega la elongación uniforme y la *textura de recristalización*, la cual se expresa en términos del valor de  $r$ . Por otra parte, el límite de fluencia está influenciado por la ausencia de átomos intersticiales disueltos y también por los siguientes parámetros<sup>2</sup>.

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

En cuanto al efecto del carbono en los aceros IF, la reducida presencia en solución de este elemento mejora las propiedades mecánicas, especialmente el valor de Lankford. Las adiciones de titanio se hacen entonces, con el fin de fijar los átomos de soluto de elementos intersticiales, tales como el carbono y el nitrógeno<sup>15</sup>.

### 2.3 Proceso de fabricación de los aceros IF.

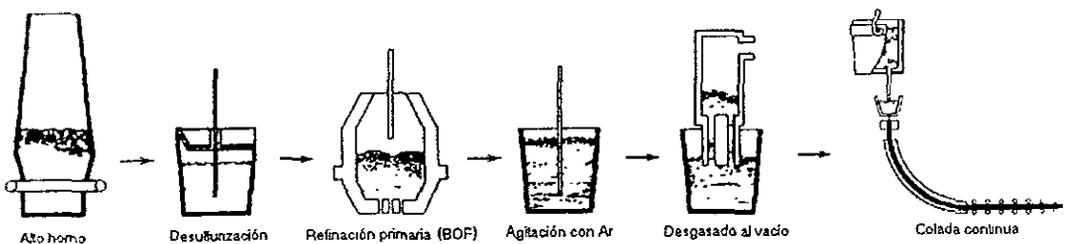


Figura 2.2. Ruta de producción de aceros IF.

La ruta más común para el proceso de fabricación de los aceros IF adoptada por muchas industrias siderúrgicas, se ilustra en la figura 2.2. Este proceso involucra la obtención de

arrabio en altos hornos o mediante horno eléctrico, seguido por un refinamiento primario en algún tipo de convertidor. Posteriormente se realiza el desgasado al vacío y, finalmente la obtención de planchones de acero mediante colada continua<sup>25</sup>.

### 2.3.1 Refinación primaria.

#### 2.3.1.1 Horno básico de oxígeno.

Entre los varios equipos de refinación primaria, los primeros en ser utilizados para el refinamiento 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, en 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 de gas por la parte superior e inferior, tal es el caso del 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<sup>26</sup>.

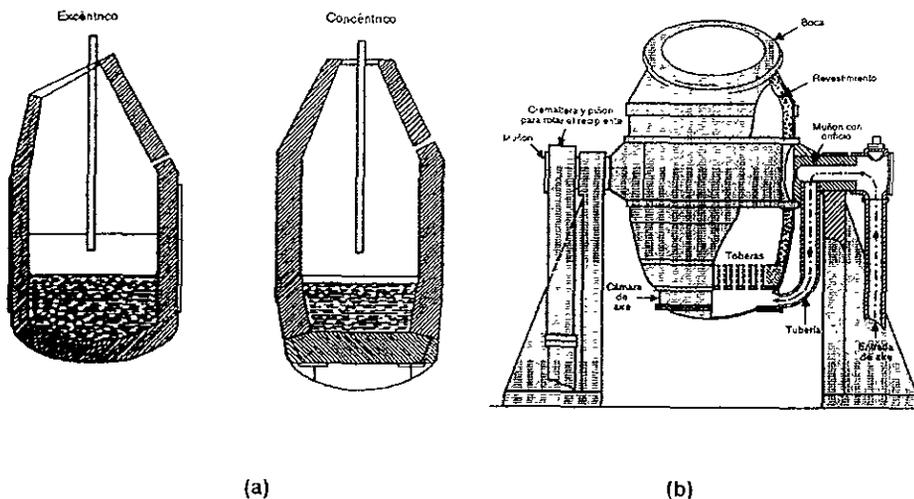


Figura 2.3. Convertidores de refinación primaria por inyección de  $O_2$ : a) tipo BOF y b) tipo Q-BOP.

Independientemente de las diferencias en la configuración de los equipos, todos sirven para el mismo propósito, el cual es el de remover el contenido de carbono hasta niveles óptimos, controlar los niveles de nitrógeno y, proveer suficiente temperatura para subsiguientes etapas del proceso de aceración<sup>26</sup>.

Durante este refinamiento primario del acero, la remoción de carbono ocurre mediante la reacción con el oxígeno insuflado en el acero líquido, para producir monóxido de carbono y dióxido de carbono. La velocidad de descarburización está determinada por la rapidez con que es alimentado el equipo con oxígeno. Para velocidades normales de alimentación de 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 C en peso<sup>26</sup>.

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

Las considerables cantidades de FeO que se forman, son depositadas en la escoria. En general, en los procesos en donde se utiliza una agitación vigorosa, se 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<sup>26</sup>.

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 por la parte inferior, pudiendo producir aceros con contenidos de carbono de hasta 0.03% en peso al final del ciclo de insuflado, generando por otro lado, cantidades sustanciales de escorias relativamente altas en FeO. El proceso Q-BOP, por otro lado presenta una intensa agitación por la parte inferior, por lo que es capaz de producir aceros con contenidos de carbono tan bajos como 0.01% en peso al final de su ciclo de insuflado, con contenidos relativamente bajos de FeO en la escoria<sup>26</sup>.

El control del contenido de carbono es importante, ya que de cierta manera controla el tiempo requerido en el proceso de desgasado para alcanzar el contenido final de carbono. En general, a más bajos contenidos de carbono en el acero antes de entrar al proceso de desgasado, más corto será el tiempo requerido en el ciclo de desgasado para llegar al

contenido de carbono deseado. Por lo que la operación primaria de refinado, se convierte en un compromiso entre la producción de un acero con un contenido de carbono tan bajo como sea posible y minimizar a la vez la cantidad de FeO en la escoria. Los procesos en los cuales se combinan el insuflado de oxígeno con gas inerte, se han alcanzado bajos contenidos de carbono, evitando a la vez la oxidación del acero líquido<sup>26</sup>.

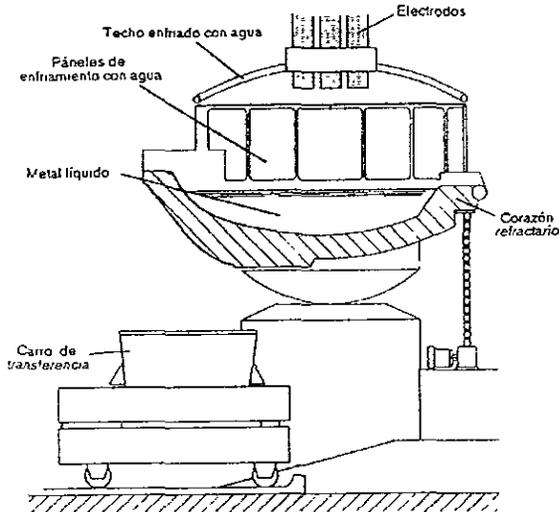
En cuanto a los niveles de nitrógeno durante la refinación primaria, estos están controlados por la evolución del CO, el cual es el producto primario de descarburización durante casi todo el tiempo de insuflado de oxígeno. La agitación vigorosa debido a la evolución del CO sirve para remover la mayor cantidad de nitrógeno en solución del acero líquido. Cuando el proceso de descarburización está casi por finalizar se puede introducir aire a la vasija de refinación para que se dé lugar a una renitrogenación<sup>27</sup>.

### 2.3.1.2. Horno de arco eléctrico.

Hoy en día, una parte importante en la producción total de aceros se realiza empleando al horno de arco eléctrico como parte inicial de su refinación. La mayoría de los aceros refinados mediante este horno son los especiales, tales como los inoxidable y los de alta aleación. En este horno es relativamente fácil obtener aceros con porcentajes de fósforo y azufre muy bajos, generalmente entre el 0.03% en peso; además se puede lograr que el porcentaje de carbono sea de al menos de 0.2 o 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 necesitan de 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<sup>28</sup>.

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 pasan a través de la parte superior, hasta la parte interna del horno, produciendo una corriente eléctrica en el acero. En la figura 2.4, se muestra un horno de arco eléctrico convencional con su sistema de enfriamiento. En general, cuanto 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<sup>29</sup>.



**Figura 2.4. Diagrama de un horno de arco eléctrico**

Los hornos de arco eléctrico tienen características de instalación más sencillas y menos costosas que las de cualquier otro 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 limpia, acero, 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<sup>28</sup>.

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 oxidables 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<sup>28</sup>

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, pudiendose lograr cantidades de nitrógeno en el rango de 70 a 110 ppm. 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<sup>28</sup>.

### 2.3.2 Desgasado al vacío.

Después de obtener la composición básica del acero en la refinación primaria, el acero es vaciado del horno a un carro de transferencia hacia el desgasador. 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<sup>26</sup>.

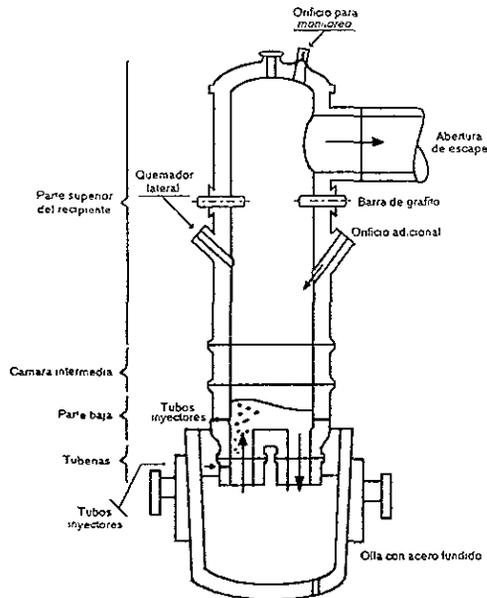


Figura 2.5. Diagrama esquemático de un desgasador RH.

El proceso de desgasado al vacío de los aceros IF es necesario para lograr alcanzar los bajos contenidos de carbono requeridos, los cuales generalmente se encuentran por abajo de 0.005% en peso. El tipo de desgasador más utilizado en Japón y en los Estados Unidos es el RH, el cual se muestra esquemáticamente en la figura 2.5. Este tipo de desgasador genera un vacío en la cámara y cuenta con dos tubos refractarios o boquillas que son sumergidas 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 éste 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 del acero<sup>7</sup>.

Indistintamente del tipo de desgasador que se utilice, la descarburización ocurre al reaccionar el oxígeno insuflado con el carbono disuelto en el acero líquido, lo que produce monóxido y dióxido de carbono. La rapidez con que se lleva a cabo la descarburización estará determinada por la velocidad con que se insufla el oxígeno<sup>8</sup>.

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 desgasador o por medio de mediciones de la actividad de carbono en el metal líquido<sup>26</sup>.

El ciclo de desgasado depende del contenido de carbono en el acero líquido al inicio del proceso y también de la velocidad de desgasado. Para un desgasador tipo RH, la velocidad de descarburización aumenta con el incremento de la velocidad de circulación y con el incremento de la velocidad de flujo del gas de argón. A su vez, la capacidad para incrementar la velocidad de flujo del gas de argón, está limitada por la cantidad de salpicaduras que pueden ocurrir dentro del desgasador. A mayor cantidad de salpicaduras se tiene una mayor cantidad de acero acumulado dentro del desgasador, lo cual puede producir problemas adicionales<sup>26</sup>.

La velocidad de circulación del metal estará limitado por el diámetro interno de la buza. Boquillas de diámetros más grandes, permitirán mayores velocidades de circulación de 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 de existir un límite antes de que el desgaste sea un problema, por lo que debe de haber un balance entre la velocidad de recirculación del metal y el desgaste del refractario<sup>26</sup>.

Después de que el acero es tratado con aluminio, la reacción de descarburización se detiene. Una modificación reciente que se ha llevado a cabo en los desgasadores con recirculación, ha sido la introducción del insuflado de oxígeno al desgasador durante la descarburización, con el propósito de promover una descarburización más rápida. 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<sup>26</sup>.

Una vez que se ha realizado el proceso de descarburización del acero, éste es oxidado y se llevan a cabo las adiciones necesarias de ferroaleaciones para ajustar la composición química. Por ejemplo, el titanio y/o el niobio requerido para estabilizar al carbono y al nitrógeno restante, es agregado en este momento<sup>26</sup>.

Por otro lado, el desgasador al vacío no es una herramienta efectiva para remover al nitrógeno del acero líquido. La velocidad de remoción de nitrógeno es normalmente controlada por una reacción química lenta sobre la superficie líquida del acero<sup>30</sup>. En general, se esperará una remoción de nitrógeno de un 30%, sin embargo, si el contenido de nitrógeno en el acero líquido al inicio del proceso de desgasado 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<sup>31</sup>.

### **2.3.3 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, cuentan 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<sup>26</sup>.

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 del acero, con el propósito de mantenerlo en estado líquido durante el transporte al molde<sup>26</sup>.

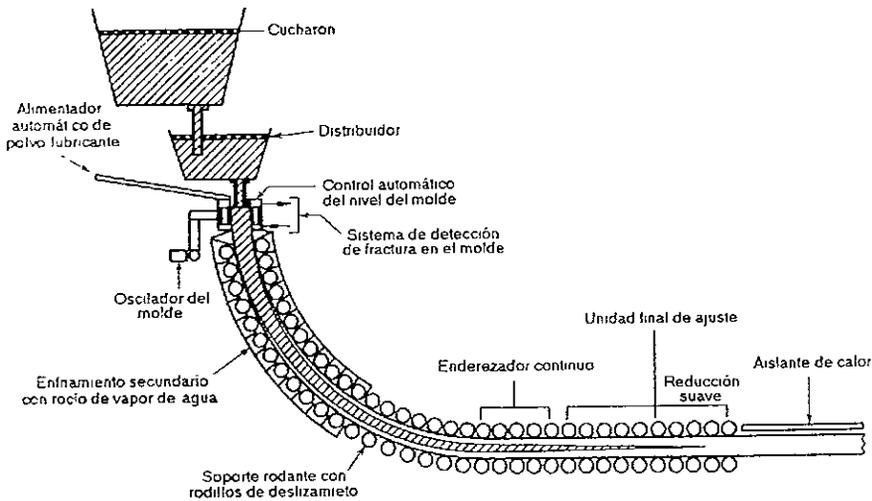


Figura 2.6. Máquina para la producción de lingotes por colada continua

Controlar el contenido de carbono durante la colada de los aceros IF, será 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 de desgasado es menor a las 30 ppm y la especificación del producto es menor a las 50 ppm, no existirá ningún problema. Con el propósito de llevar a cabo un control de calidad eficiente y elaborar un producto con una composición química consistente y posiblemente con contenidos de carbono menores a las 50 ppm, será necesario establecer ciertas prácticas metalúrgicas. Para evitar el incremento de carbono debido a la contaminación se debe tener en cuenta lo siguiente:

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

b) Eliminar el uso de polvos térmicos que 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 más alto al inicio de la colada, ya que el acero en el distribuidor estará en flujo turbulento, por lo que generalmente se añade más polvo térmico. Los polvos térmicos normalmente contienen sílice con cantidades importantes de carbono

c) Reducir o eliminar el contenido de carbono en los polvos lubricantes con altos contenidos de carbono que se emplean frecuentemente.

De estas tres prácticas, la eliminación de fuentes de carbono en los refractarios, mediante un recubrimiento con sílice y eliminando los refractarios que contienen carbono donde sea posible, es la mejor manera de reducir la contaminación en el acero hasta en 3 ppm durante la operación de olla/colada continua<sup>26</sup>.

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, habrá una contaminación significativa debido a los polvos lubricantes. Generalmente se recomienda iniciar con lubricantes de bajo contenido de carbono<sup>26</sup>.

La contaminación del acero con nitrógeno, 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 nitrógeno de hasta 20 ppm<sup>26</sup>.

Existen otros dos tipos de defectos en estos aceros los defectos de reoxidación e inclusiones exógenas. Los defectos de reoxidación son debido a la formación de alúmina, mientras que las inclusiones exógenas son principalmente escoria<sup>32,33</sup>

## **2.4 Proceso de producción de lámina de acero IF**

El primer acero ferrítico sin elementos intersticiales en solución, tales como el carbono y el nitrógeno, fué formulado y fabricado en 1970. Es a este tipo de aceros a los que actualmente se les denomina como IF. Estos aceros tienen como principal característica, presentar excelentes propiedades mecánicas para la laminación en frío. Comparado con los aceros para estampado convencionales, estos aceros ofrece una óptima deformabilidad en frío, un excelente endurecimiento por deformación y una completa

resistencia al envejecimiento. Sin embargo, el proceso metalúrgico de fabricación involucró también ciertos requisitos, como por ejemplo, facilidades de obtener alto vacío y el uso de elementos de aleación de costo elevado<sup>13</sup>

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, sino que se encuentra 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 del producto final hicieron necesaria la adaptación de la composición química de la lámina para su uso en determinadas áreas.

Virtualmente todo el carbono y el nitrógeno en los aceros IF están ligados como carburos y nitruros, ya sea de titanio, de niobio y/o de aluminio. La morfología de estos precipitados y su distribución en la microestructura tiene una gran influencia sobre el comportamiento de recristalización y, más importante aún, sobre las propiedades mecánicas de los productos laminados en frío y recocidos<sup>13</sup>. El proceso de producción convencional de láminas de acero IF a partir de planchones obtenidos por colada continua, generalmente incluye las siguientes etapas: a) laminación en caliente, b) laminación en frío y, c) recocido. Esta secuencia de pasos se ilustra en la figura 2.7.



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

### 2.4.1 Laminación en caliente.

El trabajo en caliente se ha utilizado para dar a los metales un cambio en su forma mediante deformación plástica mediante esfuerzos de bajo nivel. Actualmente, sin embargo, con la deformación en caliente no sólo se busca alcanzar la forma deseada, sino que también un mejoramiento en las propiedades mecánicas del material<sup>34</sup>

Antes de los años sesenta, el proceso termomecánicamente controlado se basaba esencialmente en el conocimiento de las interrelaciones entre la deformación en caliente y las subsecuentes condiciones de enfriamiento, y como éstas repercutían en la microestructura resultante.

Durante la década de los 60's, se encontró que mediante una pequeña adición de niobio, se podía incrementar de manera efectiva el valor 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 adicionados con titanio y trabajados por laminación en caliente convencional tendían a presentar una pobre tenacidad a baja temperatura, se llevaron a cabo esfuerzos tendientes a mejorar la tenacidad mediante la aplicación de una laminación en caliente controlada. El efecto benéfico de la laminación controlada se explicó mediante la formación de granos austeníticos finos por recristalización justo arriba de la temperatura crítica  $A_3$  después de la deformación en caliente<sup>35</sup>

Entre los alcances obtenidos durante este período, fué la fabricación de los aceros microaleados, en los cuales, con un contenido bajo de carbono, la adición de elementos

como el niobio y el vanadio aunado a la laminación controlada, fueron factores indispensables para obtener una alta resistencia a la tensión y una buena tenacidad<sup>34</sup>.

Durante las últimas dos décadas, el desarrollo de los aceros microaleados fué en aumento. Los mecanismos básicos del refinamiento microestructural durante la laminación en caliente controlada fueron sujetos a numerosos estudios; quedando claro que el refinamiento de la austenita por recristalización no fué el único factor para lograr un grano ferrítico refinado y, que la austenita deformada por debajo de su temperatura de recristalización, fué capaz también de producir una ferrita fina debido al número de núcleos de ferrita que operaban durante la transformación austenita-ferrita<sup>36</sup>. 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 los ochentas a los noventas, se introdujo el primer sistema en línea de enfriamiento acelerado en los trenes de laminación<sup>37</sup>. Este sistema fué capaz de incrementar la resistencia sin modificar la tenacidad. Tales equipos de enfriamiento fueron subsecuentemente instalados en muchos molinos de laminación en todo el mundo y se utilizaron en combinación con la laminación controlada.

En el caso especial de la laminación en caliente de los aceros, ésta ha sido practicada por casi cuarenta años en la producción de placas de aceros estructurales. Pero cuando en la misma línea de laminación, se incorpora el enfriamiento acelerado después de la laminación en caliente con el fin de controlar la estructura antes de la laminación en frío y de mejorar las propiedades mecánicas, recibe el nombre de proceso termomecánicamente controlado<sup>34</sup>.

Los procesos termomecánicamente controlados, son una tecnología integrada donde todos los factores de fabricación se optimizan, tales como la composición química, la temperatura de recalentamiento, la laminación en caliente y el enfriamiento. Actualmente, la aplicación de este proceso está siendo aprovechada en diferente tipo de productos además de las placas<sup>34</sup>.

En los aceros, el refinamiento de la microestructura es la única vía de mejorar simultáneamente la tenacidad y la resistencia a la tensión a baja temperatura. El tratamiento termomecánico controlado, primeramente alcanza un refinamiento general del 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 requeridas en la laminación convencional. Obviamente, estas

temperaturas varían de acuerdo con los requisitos impuestos por las propiedades mecánicas deseadas<sup>34</sup>. En la figura 2.8, se muestra una laminación convencional y dos laminaciones controladas, una de ellas con enfriamiento acelerado. Las propiedades mecánicas obtenidas mediante los procesos termomecánicamente controlados, son muy superiores a las que se pueden obtener en aceros normalizados o templados con la misma composición química. Esto es debido principalmente a la refinación en el tamaño de grano. Por otro lado, el enfriamiento acelerado se lleva a cabo después de la laminación controlada, a velocidades de enfriamiento de alrededor de los 10°C/s, en el rango de temperaturas de transformación de los 750 a los 500°C, iniciándose el enfriamiento por arriba de la temperatura crítica de transformación  $A_{r3}$ . Este proceso refina aún más la microestructura, modificando incluso algunas veces, la microestructura de ferrita a bainita<sup>34</sup>.

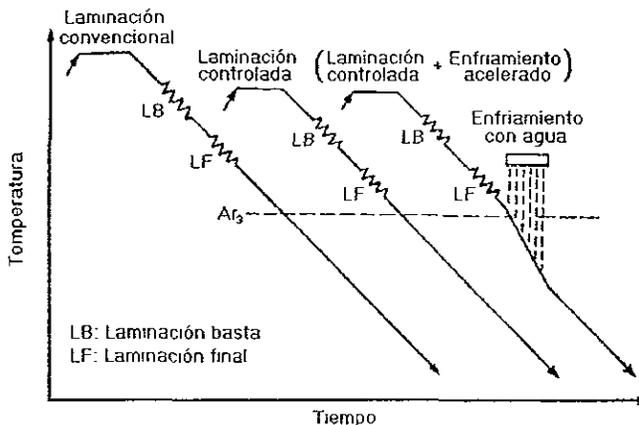


Figura 2.8. Esquema de comparación entre la laminación convencional y la controlada.

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 por 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 grano moderado<sup>3B</sup>. 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 titanio, menores al 0.02% en peso, se emplean para provocar la precipitación de partículas de  $TiN^{39}$ . Este tipo de precipitados restringen el crecimiento de los granos de austenita recristalizada durante la laminación controlada, dando como resultado un tamaño de grano óptimo de la ferrita que se genera por la transformación de la austenita.

El proceso termomecánicamente controlado, condiciona primeramente a la austenita, previo a su transformación durante la laminación controlada, con el propósito de generar un incremento en el número de núcleos de ferrita. Posteriormente, el enfriamiento acelerado controlado es utilizado para disminuir la temperatura de transformación de la austenita. Con esto se logra que exista un posterior incremento en el número de núcleos de ferrita en la austenita condicionada<sup>36</sup>

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 número de pasos de deformación, la velocidad de laminación, así como también 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<sup>13</sup>.

La operación total de laminación en caliente, es dividido generalmente en las siguientes etapas: recalentamiento, laminación basta, laminación de acabado y, enrollado<sup>34</sup>. Los principios generales que se aplican en cada una de las siguientes etapas son:

#### **2.4.1.1 Recalentamiento.**

La temperatura de recalentamiento determina el tamaño de grano inicial de la austenita. Si la temperatura es baja, el tamaño de grano austenítico será el más pequeño. Generalmente, la temperatura de recalentamiento para la laminación convencional es de aproximadamente 1250°C para minimizar la carga de laminación y la potencia requeridas. 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 los costos de producción.

Actualmente el cambio de la fundición de lingotes por 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<sup>2</sup>.

El carbono y el nitrógeno se encuentran de tres maneras en los aceros IF<sup>40</sup>: i) formando TiC y TiN en los aceros estabilizados con Ti, ii) en los aceros adicionados con Ti y Nb, forman NbC y TiN y, iii) en aceros estabilizados con Nb se encuentran como NbC y AlN. Dependiendo del nivel de titanio, los aceros IF estabilizados con niobio y titanio, pueden contener también TiC o AlN. La temperatura de recalentamiento del planchón, como etapa inicial de la laminación en caliente, controla la disolución de estos precipitados. Por lo tanto, esta temperatura representa el primer paso en el control de la morfología de los precipitados y del tamaño de grano en las bandas de deformación y, su efecto sobre la recristalización y las propiedades finales del acero. Comparando la disolución de carburos y nitruros que ocurre en los aceros estabilizados con Ti con la de los aceros estabilizados con Nb durante el recalentamiento; se observa una disolución completa de NbC a 1000°C y de AlN a los 1250°C, pero la disolución de precipitados de carbonitruros de titanio, no es completa a los 1250°C<sup>41</sup>. Además, los precipitados de Ti(C,N) en aceros con adiciones de Ti, fueron más finos y numerosos a una temperatura 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 está controlada también por los niveles de carbono, nitrógeno y de los elementos que forman carbonitruros en los aceros tales como el titanio y el niobio, a través de productos de solubilidad<sup>42</sup>. Esto es, que los efectos de la temperatura de recalentamiento sobre los aceros, también dependerán de los niveles de estos elementos.

Un gran número de autores<sup>41-46</sup> 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 una 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 niobio. De manera particular, algunos estudios<sup>41,42</sup> establecen que el efecto de la temperatura de recalentamiento depende de el nivel efectivo de los elementos de aleación, por ejemplo, el titanio efectivo Ti\*. Se encontró 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, especialmente en el caso de los aceros IF estabilizados con titanio.

La ventaja de las bajas temperaturas de recalentamiento es que genera precipitados grandes, 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<sup>47,48</sup>. 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 niobio, ya que en estos últimos los precipitados de sulfuro y carbonitruros se forman a mayores temperaturas.

#### 2.4.1.2 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. Cuanto 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, más fino será también, 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<sup>34</sup>.

Arriba de aproximadamente 900 o 950°C, la austenita recristaliza 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 recristalización de la austenita, el tamaño de grano ferrítico es refinado tanto como se haya logrado refinar el grano de austenita<sup>49</sup>.

Cuando se realiza la deformación durante la laminación en un rango de temperaturas bajo, en el cual la austenita no recristaliza, 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 recristalización, también producen 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 finos granos 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 laminación acumulada por abajo de la temperatura de recrystalización  $\gamma$ , la cantidad de esta deformación está muy relacionada al mejoramiento de las propiedades mecánicas<sup>34</sup>.

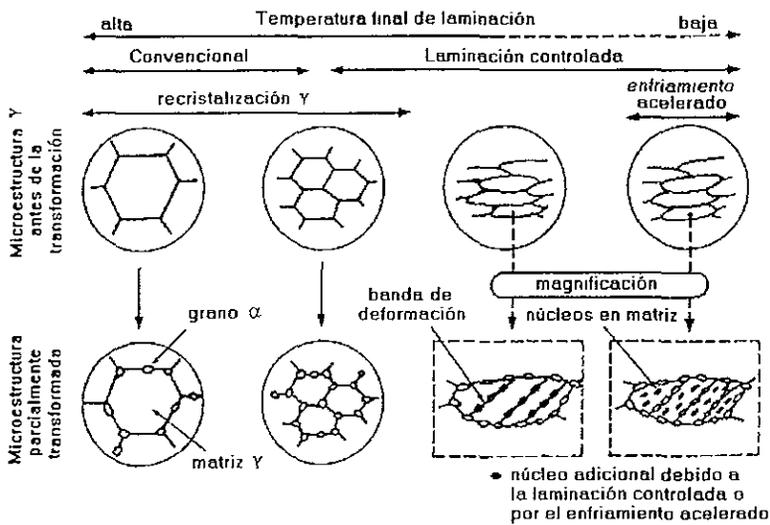


Figura 2.9. Ilustración esquemática de los cambios microestructurales en la austenita durante la laminación en caliente, para mostrar donde ocurre la nucleación de la ferrita durante la transformación.

Se sabe que el enfriamiento acelerado de la austenita recrystalizada, refina los granos de ferrita resultantes de alguna forma, pero no de manera significativa. Por otro lado, el enfriamiento rápido de los granos de austenita sin recrystalizar puede activar numerosos núcleos de ferrita en su interior, 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 a la estructura transformada mediante el reemplazamiento de la perlita por un mayor porcentaje de bainita finamente dispersa, la cual también mejora la resistencia del acero<sup>34</sup>.

Todos estos efectos de los tratamientos termomecánicamente controlados son intensificados por la adición de microaleantes. Por ejemplo, el niobio aumenta la temperatura de recristalización de austenita lo que da como resultado una mayor cantidad de granos de austenita sin recristalizar. Aún más, el niobio en solución modifica el comportamiento de transformación por su efecto de endurecimiento para producir ferrita fina y un aumento 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 los de niobio, 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 niobio, por lo que es menos efectivo para generar granos de austenita sin recristalizar en la laminación controlada convencional<sup>34</sup>

La laminación en caliente controlada tiene como función, el introducir deliberadamente en los granos de austenita, heterogeneidades microestructurales que actúen como sitios de nucleación de ferrita durante la transformación austenita / ferrita. En principio, la modificación de la estructura austenítica para producir granos finos de ferrita durante la transformación, es realizada por los siguientes mecanismos<sup>34</sup>

- 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) Por la optimización de los pasos intermedios de laminación (por ejemplo arriba de 900°C), para 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 lo son el carbono, el manganeso, el cobre, el níquel, el cromo y el molibdeno; y por otro lado, el uso eficiente de los elementos microaleantes como el niobio, el titanio, el vanadio y, el aluminio<sup>50</sup>.

estequiométricas de niobio o titanio con el carbono y el nitrógeno, tanto el valor final de  $r$  como la elongación, dependen principalmente del porcentaje de reducción como de la 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 por debajo de 0.003% en peso, existe un ligero efecto de la reducción en caliente, con lo que se obtienen altos valores de Lankford

#### 2.4.1.3 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 especificada, pero generalmente está en el rango de los 950 a los 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 elongados de austenita no recristalizan. Aunque estos cambios microestructurales contribuyen al 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 concluída en la región austenítica, austenítica-ferrítica o, ferrítica<sup>34</sup>.

Las condiciones finales de la laminación en caliente, específicamente, la temperatura final de laminación, tales como el porcentaje total de reducción y la velocidad de laminación, tienen una influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros IF. Sin embargo, los efectos de estas condiciones sobre las propiedades, son complicados de establecer o generalizar. En muchas instancias, estos efectos están interrelacionados con otros factores tales como la temperatura de recalentamiento y/o con la composición química del acero, especialmente en el caso de los aceros adicionados con niobio<sup>34</sup>. 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 titanio, ha sido reportado por numerosos autores<sup>13,43,51</sup>. Aunque existen algunas diferencias, todos ellos coinciden en que la temperatura final afecta muy poco a los valores de Lankford en los aceros adicionados con titanio. 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<sup>43</sup>. También se mostró que el efecto de la temperatura final en los aceros adicionados con titanio, es influenciado por la temperatura de recalentamiento. El efecto de la temperatura de la temperatura final de laminación sobre el valor de  $r$ , es más significativo cuando se emplean temperaturas de recalentamiento mayores o igual 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 partes estampadas obtenidas de láminas en las que se empleó una temperatura baja al final de la laminación, se pueden encontrar zonas muy estriadas<sup>51</sup> y, 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 origine una disminución considerable en el esfuerzo de flujo en el acero<sup>52</sup>.

En contraste a los aceros adicionados con titanio, en los cuales el efecto de la temperatura final es pequeño, en los aceros estabilizados con niobio, el efecto de la temperatura final de laminación tiene un efecto significativo. Tanto el valor de Lankford como el de la ductilidad, se incrementan al disminuir la temperatura final de laminación<sup>53</sup>. 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 aceros, que en los aceros adicionados únicamente con titanio<sup>45,46</sup>. El valor  $r$  de los aceros con Nb + Ti aumenta al incrementarse la temperatura final en el rango de 830 a 920°C. Además, se recomienda que en el caso de emplear 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 a ferrita durante el laminado.

El efecto de la temperatura final de laminación depende por sí sola de la temperatura de recalentamiento. Altos valores de  $r$  pueden llegar a obtenerse a partir de aceros laminados parcial o completamente en la región ferrítica para reducir el carbono disuelto y para ajustar a la unidad, la relación atómica entre el elemento aleante y el carbono<sup>48</sup>.

#### **2.4.1.4 Enrollado.**

La morfología, tamaño y distribución de los precipitados de 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 la laminación en caliente; la temperatura de enrollado es el paso final para el control de la morfología de los carburos<sup>13</sup>

Muchos estudios han reportado el efecto de la temperatura de enrollado sobre las propiedades de los aceros IF estabilizados con titanio<sup>13,45</sup>. 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 aumentan, mientras que la resistencia disminuye. El efecto de esta temperatura en las propiedades de los aceros con adiciones de titanio, es también influenciado por el exceso de titanio efectivo ( $T^*$ ). Para bajos niveles de  $Ti^*$ , la temperatura de enrollado tiene un mayor efecto, pero este efecto disminuye con el incremento de  $Ti^*$ <sup>45</sup>.

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

Mientras que los diferentes productores de lámina de acero IF estabilizado con titanio emplean bajas y altas temperaturas de enrollado, los productores de aceros IF estabilizados con niobio, siempre emplean temperaturas de enrollado por arriba e incluso igual a los 680°C<sup>13</sup>.

Un incremento en los valores de  $r$ , se puede obtener usando altas temperaturas de enrollado. Se ha observado que al incrementar esta temperatura sobre aceros con un amplio rango de contenidos de carbono, se logra una disminución en la resistencia a la fluencia y a la tensión y un incremento en la elongación<sup>54</sup>. Pero también se encontró que disminuyendo la temperatura de enrollado en aceros estabilizados con titanio, se tiene una menor influencia sobre el esfuerzo de fluencia de los materiales recocidos de manera continua<sup>55</sup>. En el caso de aceros adicionados con Nb y con Nb + Ti, se requieren de altas temperaturas de enrollado para hacer posible que el niobio reaccione con el carbono y con el nitrógeno, que aún se encuentra disuelto<sup>56</sup>

## 2.4.2 Laminación en frío.

Después del decapado, las láminas de 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 de aproximadamente 70% en la laminación en frío, producen las condiciones óptimas para darle al acero una excelente estampabilidad<sup>2</sup>

Los aceros procesados por laminación en caliente para ser laminados en frío y recocidos posteriormente; generalmente consisten en una microestructura de granos equiaxiados que contienen carburos u otros precipitados de varios tamaños. La textura obtenida frecuentemente 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 más fuerte por la rotación de los cristales debido a la orientación de deslizamiento que se genera durante la deformación en la laminación. Los componentes de la textura como lo 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<sup>57</sup>

Actualmente está firmemente establecido, que la textura de los aceros de bajo carbono laminados en frío consiste de dos principales grupos de componentes<sup>58</sup>. El primero es una textura parcial de fibra denominada textura de fibra  $\alpha$ , con direcciones [110] en el sentido del laminado e incluye los componentes (001)[110]. El segundo grupo es una textura completa de fibra llamada textura de fibra  $\gamma$ , con planos (111) paralelos al plano de laminación, incluyendo a los sistemas (111)[110] y (111)[112].

Para los aceros IF, se ha observado que 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 carbono y del nitrógeno, tienen una mayor influencia sobre el desarrollo de la estructura y de las propiedades mecánicas en estos aceros de bajo carbono, dependiendo principalmente de la forma en que se encuentren ambos elementos en el acero<sup>57</sup>. Estas formas incluyen: a) cuando están en solución durante la laminación en frío, b) cuando están en solución durante la recristalización, c) cuando están en solución después del recocido, d) cuando están formando partículas grandes durante el laminado en frío y, e) cuando están en forma de partículas finas durante el recocido.

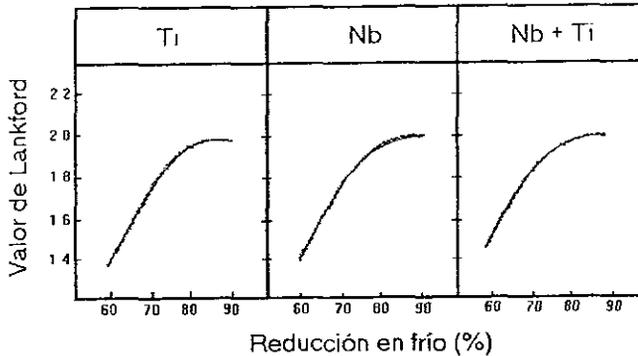


Figura 2.10. Efecto del porcentaje de reducción en frío sobre el valor de r de los aceros IF.

Cuando el carbono se mantiene en solución sólida durante la laminación en frío, puede tener una influencia importante en el desarrollo de la microestructura. Un acero con un alto contenido de carbono intersticial, estará sujeto a una deformación dinámica durante la laminación, 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 promover la formación de una orientación (110) a expensas de las orientaciones (111). Se ha descubierto además, que el nitrógeno intersticial produce un efecto similar<sup>57</sup>.

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 carburos de diámetro de entre 0.5 y 10  $\mu\text{m}$  están presentes durante la laminación en frío, provocan regiones muy localizadas de alta deformación, los cuales pueden dar lugar a una nucleación preferencial para 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<sup>57</sup>.

Es importante al final de la laminación en frío, remover el lubricante de laminación empleado, para evitar la formación de residuos sobre la superficie de la lámina durante el proceso de recocido, los cuales son indeseables para posteriores tratamientos superficiales. En algunos casos para 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<sup>2</sup>.

### 2.4.3 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 recocido, se pueden clasificar como recocido por lotes o continuo<sup>2</sup>

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 y 850 °C, dependiendo del tipo de acero, por aproximadamente un día o más. Posteriormente es enfriado a temperatura ambiente por un período de varios días<sup>59</sup>.

A inicio de los 70's aparece 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 a 1.6 o 2 mm. para favorecer la formación de una estructura final deseable. 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 pueden ser por chorro de gas, por temple en agua o con niebla de agua<sup>57,60</sup>.

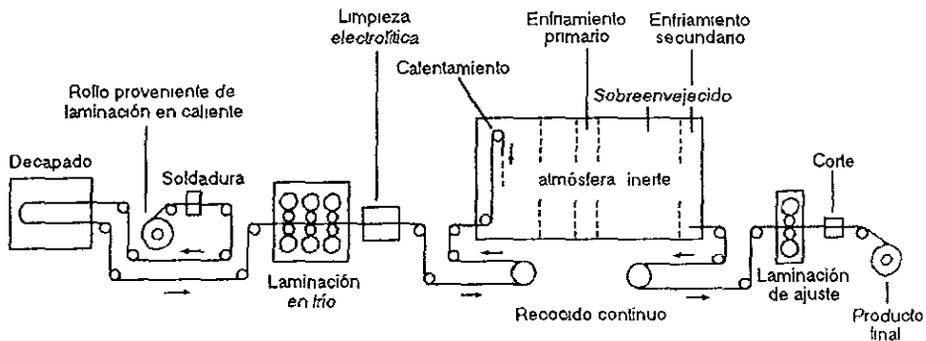


Figura 2.11. Proceso continuo para la fabricación de productos laminados en frío y recocidos.

El recocido continuo tiene el potencial de ofrecer de manera más rápida, una lámina con las características requeridas por el cliente. El acero puede presentar propiedades mecánicas más consistentes y homogéneas, mayor formabilidad y proveer superficies planas y limpias, con costos mucho más bajos que en el caso del recocido por lotes<sup>57</sup>

El efecto de la temperatura de recocido en los aceros IF ha sido bien establecido<sup>45,48,61</sup>, 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, es en los estabilizados con niobio, mientras que por el contrario, en los aceros estabilizados con titanio el efecto no es muy marcado. Por arriba de los 940°C, el valor de  $r$  cae drásticamente debido a la transformación que ocurre de ferrita a austenita<sup>61</sup>. Este incremento en el valor de  $r$  con el incremento de la temperatura de recocido, se cree que está asociado con un rápido crecimiento de los granos con una 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 titanio y, con titanio y niobio, muestran un comportamiento casi constante al ser recocidos a una temperatura entre el rango de 760 y 850°C<sup>45</sup>. Pero en los aceros adicionados únicamente con niobio, se exhibe una sustancial mejoría en la ductilidad (aproximadamente del 4%) y en el valor de  $r$ , al aumentar la temperatura de recocido de 750 a 800°C<sup>3</sup>.

Todos los estudios sobre los efectos de la temperatura de recocido, sugieren que las propiedades de los aceros IF pueden ser mejoradas mediante el empleo de altas temperaturas de recocido, quizás en mayor medida en los estabilizados con niobio. Sin embargo, por razones obvias, en producciones de lámina a nivel comercial, es deseable utilizar temperaturas de recocido lo más bajas posibles<sup>13</sup>.

En general, los aceros IF, recrystalizan a temperaturas mayores que los aceros calmados con aluminio y, esta temperatura se eleva al aumentar el contenido de aleantes. Por lo tanto se requiere de altas temperaturas de recocido si se desea obtener una recrystalización completa. Además, la temperatura de recrystalización de los aceros IF disminuye con una disminución en 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 recrystalizados es en el componente {111}, en las fronteras de grano ferrítico inicial trabajado en frío contribuye a la textura de recocido en los aceros IF. En este caso el valor elevado de  $r$ ,

es acompañado por granos equiaxiales grandes, pero no por granos elongados, y las texturas de recocido muestran a  $\{554\}\langle 225 \rangle$ ,  $\{111\}\langle 110 \rangle$  y a  $\{111\}\langle 112 \rangle$  como los componentes predominantes<sup>2</sup>.

El titanio y el niobio disueltos, y los precipitados tales como el TiC, el TiN y los Nb(CN), son también de mucha importancia durante la formación de la textura. Tienden a incrementar las temperaturas 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<sup>2</sup>

Por otra parte, muchos trabajos han reportado que el carbono tiene un efecto detrimental cuando se encuentra en solución durante el recocido<sup>62-64</sup>. 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 compensado por un subsecuente aumento de otros componentes, especialmente de  $(111)[112]$  durante las últimas etapas de la recristalización<sup>65,66</sup>.

Cuando los aceros comerciales de bajo carbono son laminados en caliente, generalmente son enfriados y enrollados lentamente, lo cual permite una precipitación casi completa del 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 durante el calentamiento de recristalización.* Esto depende a su vez del rango de calentamiento, el espaciamiento entre las partículas de carburos y de la temperatura de recristalización<sup>57</sup>. Por lo tanto, la influencia del carbono disuelto 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<sup>65</sup>

En cuanto al efecto del nitrógeno en solución sobre el desarrollo de la estructura durante el recocido continuo; se han realizado estudios en donde se ha observado que un alto contenido de nitrógeno se correlaciona con una textura pobre, un bajo valor de  $r$  y un refinamiento de grano. El nitrógeno en solución, por lo tanto, tiene un efecto muy similar al del carbono. El efecto del nitrógeno durante el recocido es dominado por la formación de nitruros de aluminio<sup>58</sup>.

Otro efecto importante del carbono y del nitrógeno en los aceros IF, es el 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<sup>2,57</sup>

#### **2.4.4 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 carbono y nitrógeno 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<sup>2,13</sup>.

## CAPITULO 4

### DESARROLLO EXPERIMENTAL

Con ayuda de los trabajos reportados que anteceden a esta tesis, se diseñó un programa de trabajo cuyo objetivo es obtener, a partir de un planchón en condición de colada, una lámina que presente las propiedades requeridas para estampado. El procedimiento experimental consistió en realizar cada una de las siguientes etapas: a) laminación en caliente (recalentamiento, laminación y enrollado), b) laminación en frío y, c) recocido. En algunas de estas operaciones se variaron las condiciones de temperatura y tiempo. Posteriormente se realizaron estudios de caracterización microestructural a través de diferentes técnicas. En base a los resultados obtenidos en las pruebas mecánicas y de caracterización se determinaron las condiciones óptimas del proceso para la fabricación de la lámina.

#### 4.1 Obtención de probetas para experimentación.

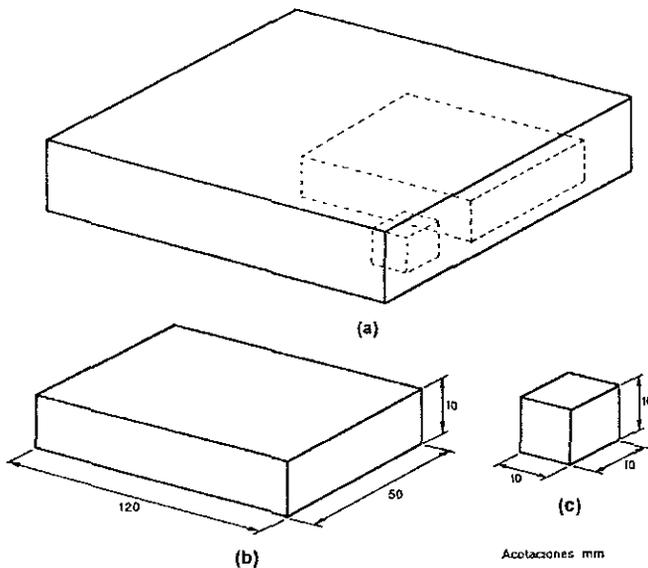


Figura 4.1. a) Planchón de acero, b) probetas tipo B y, c) probetas tipo A.

A partir del planchón de acero obtenido por el proceso descrito anteriormente (capítulo 3), se obtuvieron dos tipos de probetas, las cuales se ilustran en la figura 4 1. Las probetas tipo A para tratamientos de austenizado, de geometría cúbica de 10 mm por lado, y las probetas tipo B para la laminación, de forma rectangular de 120 x 50 x 10 mm.

Ambos tipos de probetas se obtuvieron de la parte central del planchón, con el fin de evitar la estructura heterogénea de la parte exterior, debida a la velocidad de enfriamiento desigual

## **4.2 Tratamientos térmicos de austenizado.**

Con el fin de conocer el efecto de la temperatura de recalentamiento y poder determinar posteriormente la temperatura inicial más adecuada para llevar a cabo la laminación en caliente, tres probetas del tipo A, fueron sometidas a un tratamiento térmico de austenización a tres diferentes temperaturas: 1050, 1150 y 1200°C.

El tratamiento se realizó en un horno de resistencias marca Thermoline. La velocidad de calentamiento fué de 50°C/hr, hasta alcanzar la temperatura deseada; posteriormente cada probeta se mantuvo a una de las temperaturas antes mencionadas por un tiempo de 20 minutos para finalmente enfriarlas en agua con agitación

La temperatura fué monitoreada en todo el tiempo en que se realizó el tratamiento, a través de un termopar de Pt/Pt - 13%Rh, que se colocó en el interior de un orificio realizado en la parte media de una de las caras de cada probeta.

## **4.3 Procesos de laminación.**

### **4.3.1. Laminación en caliente.**

Para el proceso de laminación en caliente, se utilizaron 6 probetas del tipo B, obtenidas a partir del planchón de colada continua, las cuales fueron agrupadas en tres pares, cada uno de estos pares se identificaron como lote B1, B2 y B3. La superficie de cada una de las probetas fué pulida y limpiada para obtener al final, una lámina con un acabado aceptable. Las condiciones de laminación en caliente para cada uno de los lotes se muestran en la tabla 4 1.

Tabla 4.1. Condiciones de laminación en caliente para cada lote											
Lote	Temp inicial (°C)	Deformación en cada paso de laminación (%)				Velocidad de deformación en cada paso (s <sup>-1</sup> )				Reducción total (%)	Temp. final (°C)
		20	50	20	---	2.3	5.0	16.34	---		
B1	1200	20	50	20	---	2.3	5.0	16.34	---	68	950
B2	1200	20	30	5	20	2.3	3.35	1.4	3.21	57	850
B3	1200	20	30	5	20	2.3	3.35	1.4	3.21	57	680

En los tres casos, los lotes se sometieron a una temperatura de recalentamiento de 1200°C por un tiempo de 2 horas para disolver la mayor parte de los precipitados, pero como se puede observar, en el caso del par de probetas del lote B1, la temperatura final de laminación se encontró dentro de la región austenítica; para las probetas del lote B2 la temperatura final de laminación, se localizó en la región bifásica  $Fe\alpha + Fe\gamma$  y, finalmente las probetas del lote B3 se terminaron de laminar a una temperatura por abajo de la temperatura crítica inferior. El enfriamiento al final de cada laminación se realizó al aire

Esta laminación de los lotes, se realizó en un molino de laminación Hilly de 25 toneladas de capacidad máxima de carga, se empleó polvo de vidrio como lubricante y se monitoreó la temperatura mediante un termopar de Pt/Pt - 13%Rh, insertado en cada una de las probetas.

Al final de cada una de las laminaciones en caliente, las probetas se sometieron a un proceso de calentamiento a 700°C por un tiempo de 20 minutos, seguido por un enfriamiento al aire; esto con el fin de simular el proceso de embobinado o enrollado de las láminas para su posterior laminado en frío.

#### 4.3.2 Laminación en frío.

Cada una de las probetas laminadas en caliente, fueron posteriormente laminadas en frío. Previo a esta laminación, se desbastaron superficialmente hasta lija de grado 600 para eliminar el óxido generado durante la laminación en caliente.

La laminación en frío se realizó en un molino de laminación Fenn de 25 toneladas de

capacidad, y rodillos de 12.5 cm. de diámetro, empleando como lubricante una emulsión de agua con 10% en volumen de aceite natural. Para cada probeta se emplearon seis pasos de laminación con velocidades de entre 10 y 15 mpm, obteniéndose un porcentaje de deformación total en promedio de 84%

#### **4.4 Tratamiento térmico de recocido.**

Al final de la laminación de cada una de las probetas, se obtuvieron pequeñas secciones para someterlas a tratamientos de recristalización a diferentes temperaturas (dentro del rango de 600 y 800°C) y a diferentes tiempos (1, 10, 100, 1000 y 10000 segundos).

Cada una de estas secciones, se colocó dentro de un tubo de cuarzo, por el cual se hizo circular argón para evitar la oxidación superficial. El recocido se realizó en un horno Thermoline de resistencias y se colocó nuevamente un termopar para verificar que la temperatura de calentamiento se mantuviera constante en todo momento.

#### **4.5 Técnicas de caracterización microestructural.**

##### **4.5.1 Microscopía óptica.**

Para esta técnica se empleó un microscopio óptico Olympus Zeiss con una máxima resolución de 2500 aumentos y con equipo acoplado de fotografía para película de 35 mm. Mediante este equipo se determinó la morfología y tamaño de grano, así como también, la morfología y la distribución de las inclusiones y de los precipitados, tanto en piezas austenizadas, laminadas y recocidas.

Con las fotomicrografías obtenidas mediante el microscopio óptico y con la ayuda de un digitalizador para análisis de imágenes Leica, se pudo determinar la cantidad de por ciento en volumen de precipitados en los aceros tratados térmicamente.

La preparación de las piezas observadas mediante este equipo, consistió primeramente en el desbaste gradual mediante lijas de polvo abrasivo de SiC, seguido por un pulido fino con polvo de alúmina de 1 y 0.5  $\mu\text{m}$  sobre paño; finalmente se realizó el ataque químico utilizando nital al 2%<sup>67</sup>

#### 4.5.2 Microscopía electrónica de barrido.

Para zonas de mayor interés y que requerían de una mayor resolución a altos aumentos, se empleó un microscopio electrónico de barrido Stereoscan 440 - Leica SEM equipado con un sistema de análisis de energía dispersiva de rayos X (EDX) y operado a 20 kV. Con este microscopio se obtuvieron fotomicrografías de mayor aumento, pero su principal aplicación fue la de obtener microanálisis en matriz, en límites de grano, así como en los precipitados.

Los especímenes estudiados mediante esta técnica, se prepararon como se describió anteriormente, con la diferencia del tiempo en el ataque químico, el cual es un poco mayor para lograr una mejor definición de la microestructura.

#### 4.5.3 Microscopía electrónica de transmisión.

Las observaciones más finas de los especímenes austenizados y laminados, se realizaron en un microscopio de transmisión Jeol T120, operado a 120 kV. Con él se obtuvieron imágenes de mayor aumento y resolución tanto de la matriz como de los precipitados, así como también patrones de difracción que posteriormente fueron analizados y comparadas las distancias interplanares calculadas con las reportadas<sup>68</sup> para determinar la naturaleza de los precipitados principalmente.

Los especímenes para análisis mediante MET, consistieron en piezas circulares con un diámetro de 3 mm y 50  $\mu\text{m}$  de espesor, que posteriormente fueron perforadas mediante un equipo Struers de electropulido por "twin-jet", empleando una solución de etanol con 10% de ácido perclórico a una temperatura de  $-10^{\circ}\text{C}$  y con un voltaje de 25 V<sup>69</sup>.

La caracterización e identificación de las fases encontradas en el material por medio de esta técnica, se realizó mediante fotomicrografías y con la obtención de patrones de difracción. A partir de estos patrones se determinaron las distancias interplanares correspondiente a las reflexiones de cada fase, las cuales finalmente se compararon con las reportadas y se comprobó calculando los parámetros de red, utilizando los ángulos y los índices de Miller determinados<sup>69,70</sup>.

#### 4.5.4 Difracción de rayos X.

Para llevar a cabo los análisis de rayos X, se empleó un equipo Siemens D - 5000 con una radiación de Cu K $\alpha$  y un filtro de Fe, además, se utilizó un ángulo y una velocidad de barrido de 2 a 120° y de 1cm/min respectivamente. Los resultados obtenidos se interpretaron posteriormente con la ayuda de fichas reportadas<sup>68</sup>

Las muestras preparadas para realizar el análisis por difracción, consistieron en piezas con un área pulida de 2 cm<sup>2</sup> y de 1 mm de espesor aproximadamente.

#### 4.6 Ensayo de tensión.

Las pruebas mecánicas de tensión se realizaron en una máquina Instron de 15 toneladas de carga máxima, acoplada a un equipo de adquisición de datos. Este ensayo se efectuó en probetas elaboradas de acuerdo a la norma ASTM E8-85<sup>71</sup>, a partir de las muestras laminadas en frío y en muestras en condición de laminación en frío y con tratamiento de recocido a diferentes temperaturas

Para realizar el tratamiento de recocido en las probetas, éstas fueron colocadas dentro de un tubo de cuarzo con atmósfera de argón para evitar la oxidación, e introducido a un horno de resistencias por el tiempo necesario. El enfriamiento después de transcurrido el tiempo del tratamiento se realizó al aire.

##### 4.6.1 Medición de la constante de Lankford.

La constante de Lankford  $r$  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:

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} = \frac{\ln(w_f/w_o)}{\ln(t_f/t_o)} \quad (1)$$

Donde  $\epsilon_w$  es la deformación en el ancho y  $\epsilon_t$  es la deformación en el espesor de la lámina. El método de prueba estándar para determinar la relación de deformación plástica  $r$  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 un volumen  $V$  constante, ya que los cambios en el espesor  $t$  resulta muy difícil medirlos con precisión. Por lo tanto, según la norma ASTM E 517-81<sup>71</sup>, el valor de  $r$  se calcula como sigue

Considerando que  $V_o = V_f$ , entonces:

$$\epsilon_f = \ln (l_o w_o / l_f w_f) \quad (2)$$

Sustituyendo la ecuación (2) en (1) e invirtiendo para eliminar los valores negativos, tenemos finalmente:

$$r = \frac{\ln (w_o / w_f)}{\ln (l_f w_f / l_o w_o)}$$

Posteriormente, se puede determinar el valor de  $r_m$ , que es el promedio de los valores de  $r$  obtenidos en tres direcciones: a  $0^\circ$  (paralelo), a  $45^\circ$  (diagonal) y, a  $90^\circ$  (transversal) a la dirección de laminado.

#### 4.6.2 Obtención del valor del exponente $n$ de materiales metálicos laminados.

El exponente de endurecimiento por deformación  $n$ , representa prácticamente un parámetro empírico para valuar el estiramiento o alargamiento de un metal que será deformado. Este exponente, es también una medida del incremento de la dureza y resistencia de un material debido a la deformación plástica, y es la relación empírica entre el esfuerzo real y la deformación real que sufre el material durante la deformación, a través de la siguiente fórmula

$$\sigma = K \epsilon^n$$

Por lo tanto, según la norma ASTM E 646-78<sup>71</sup>, el valor de dicho exponente es calculado asumiéndolo como la pendiente de la relación entre el logaritmo del esfuerzo real y el logaritmo de la deformación real de una probeta sometida a carga tensora y uniaxial, esto es

$$\log \sigma = n \log \epsilon + \log K$$

Los valores empleados, tanto de los esfuerzos reales como de las deformaciones reales, estuvieron por arriba del límite de fluencia, pero menores al esfuerzo de tensión máxima.

### CAPITULO 3

## RUTA DE FABRICACION DEL PLANCHON DE ACERO DE BAJO CARBONO Y ESTABILIZADO CON TITANIO

En este capítulo, se describirá la secuencia de operaciones para la fabricación del acero empleado en el trabajo experimental. Esta ruta se ilustra en la figura 3.1, en donde se observa que el método es similar a los empleados para la producción de aceros ultralimpios, el cual consiste básicamente en: Obtención de hierro esponja (pellets) mediante reducción directa, fundición de la materia prima a través de un horno de arco eléctrico, desoxidación del metal líquido en un horno de olla, disminución en los niveles de carbono mediante desgasado en vacío; ajuste final de la composición química en horno de olla y, finalmente la obtención del planchón a través de colada continua

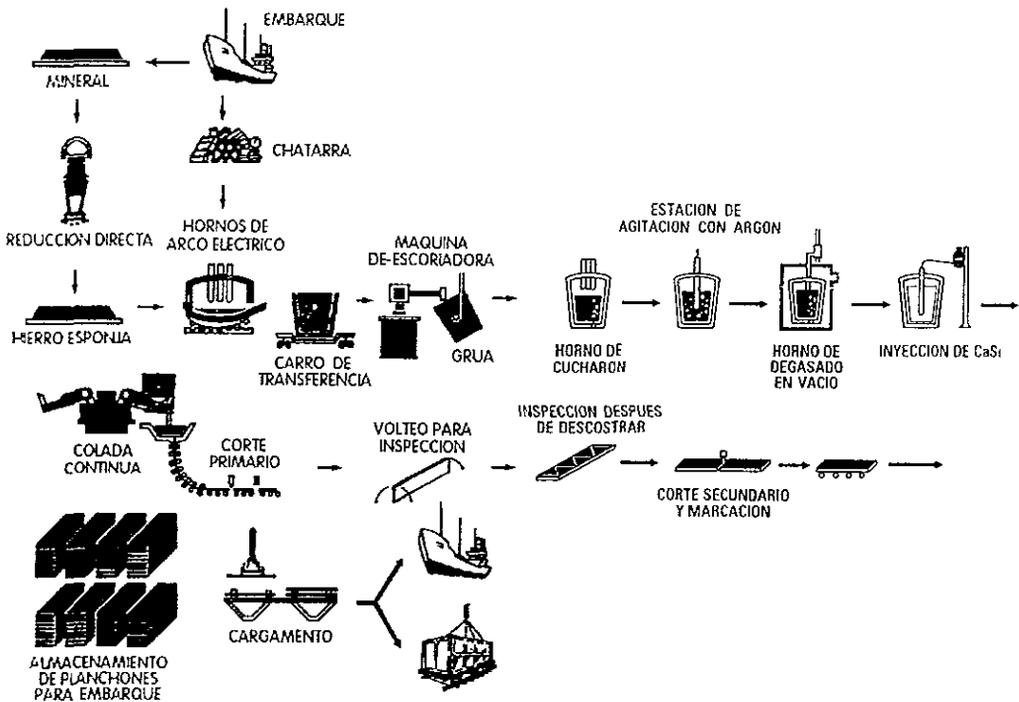


Figura 3.1. Diagrama que muestra la ruta de fabricación del acero en estudio.

### 3.1 Reducción directa

En esta operación, el pellet es procesado con gas reformado que fluye en contra corriente en los reactores para producir hierro esponja con un porcentaje de metalización de entre 90 y 92% y un contenido de carbono de 1.5 a 2.5%. En la tabla 3.1 se muestran los porcentajes de composición química promedio del hierro esponja obtenido

Tabla 3.1. Análisis químico del hierro esponja (% en peso)						
Fe total	C	S	SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
89.10	1.89	0.012	2.46	1.97	0.65	0.85

### 3.2 Horno de arco eléctrico

El horno de arco eléctrico se alimentó con un total de 264 toneladas de hierro esponja como materia prima, con lo que se garantiza la obtención de un acero de bajos niveles de impurezas y de nitrógeno.

Durante la fusión del hierro esponja en el horno, se inyectaron 9180 m<sup>3</sup> de oxígeno y además, se añadieron 8.65 toneladas de piedra caliza cuya composición química se muestra en la tabla 3.2; en donde R<sub>2</sub>O<sub>3</sub> corresponde principalmente a la alúmina y, PXC son las pérdidas debidas a la calcinación. En cuanto a la cantidad de coque adicionado, ésta dependió de la calidad del hierro esponja y de la formación de escoria espumosa.

Tabla 3.2. Análisis químico de la piedra caliza añadida. (% en peso)						
SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	S	R <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	PXC	C
2.44	79.80	0.80	0.10	2.56	11.40	0.65

El tiempo total de duración de esta primera etapa fue de 140 min., y se obtuvieron 230 toneladas de acero líquido, cuya composición química se muestra en la tabla 3.3, con una temperatura de vaciado de aproximadamente 1700°C.

Tabla 3.3. Análisis químico del acero líquido al inicio y al final de la etapa de fundición en el horno de arco eléctrico. (% en peso)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Ni	Sn	N <sub>2</sub>
Inicial	0.630	0.040	0.002	0.010	0.011	0.021	0.010	0.008	0.002	No determinado
Final	0.030	0.020	0.003	0.007	0.010	0.034	0.010	0.008	0.002	0.0015

Durante el vaciado del acero líquido a horno de olla para realizar el desgasado, se adicionaron 100 kg de aluminio como elemento desoxidante, cuyo análisis químico se muestra en la siguiente tabla

Tabla 3.4 Análisis químico del aluminio adicionado durante el vaciado (% en peso)

Al	Si	Fe	Cu	Mn
96	0.18	0.26	0.14	0.75

### 3.3 Desgasado al vacío

Posterior a la operación de fundición, se procedió a realizar el desgasado al vacío. La temperatura mínima de entrada del acero líquido fue de 1636°C. Durante la operación de desgasado, se alcanzó una presión de menos de 1 Torr., en 15 minutos, inyectándose argón a través del acero a una velocidad de flujo de 10 m<sup>3</sup>/hr.

Una vez alcanzado el vacío, se aumentó el flujo de argón y se realizaron las adiciones de ferroaleaciones, aluminio y titanio. En la figura 3.2, se ilustra la operación de desgasado en función de la presión y del tiempo empleado.

En la tabla 3.5, se indican los análisis químicos del acero al inicio y al final de la operación de desgasado al vacío

Tabla 3.5. Análisis químico al inicio y al final del desgasado al vacío (% en peso)

Elem	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn	V	Ti	N <sub>2</sub>
Inicio	0.022	0.022	0.00	0.009	0.013	0.017	0.002	0.01	0.005	0.008	0.006	0.002	0.001	.....	.....
Final	0.004	0.17	0.018	0.009	0.012	0.003	0.002	0.01	0.007	0.008	0.001	0.001	0.001	0.002	0.0015

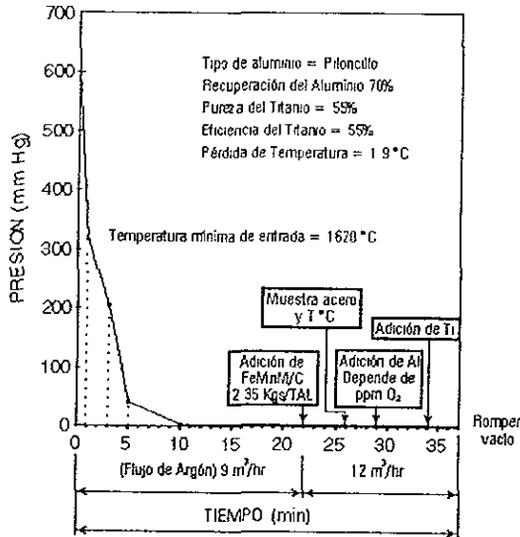


Figura 3.2 Proceso de descarbonización del acero de bajo carbono y adicionado con titanio.

El tiempo total de operación fue de 66 minutos, de los cuales 38 minutos fueron empleados durante el desgasado al vacío. Terminado este tratamiento, se rompió el vacío y se envió a horno de olla.

### 3.4 Horno de olla

Después de la operación de desgasado al vacío, el acero se llevó a tratar en el horno de olla, cuyo objetivo es la de realizar el ajuste químico fino e incrementar la temperatura a la requerida por colada continua. Las adiciones que se le llevaron a cabo al acero líquido fueron las siguientes: 0.453 tons. de CaF<sub>2</sub>, 1.515 tons. de Cal, 0.280 tons. de aluminio, 0.200 tons. de FeTi y 0.590 tons. de FeMnM, cuyas composiciones químicas se muestran en la tablas 3.6 a la 3.10

El tiempo de operación en esta etapa fue de 76 minutos, y durante este tiempo se insuflaron 26 m<sup>3</sup> de argón.

Tabla 3.6 Análisis químico del CaF <sub>2</sub> adicionado durante el ajuste en olla (% en peso)			
CaF <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub>	CaCO <sub>3</sub>	U.F
89	2	7	81

Tabla 3.7 Análisis químico de la cal adicionada durante el ajuste en olla (% en peso)						
SiO <sub>2</sub>	PXC	MgO	S	R <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	C
2.52	6.20	1.80	20.24	2.48	86.10	0.72

Tabla 3.8 Análisis químico del aluminio adicionado durante el ajuste en olla (% en peso)							
Al	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Cr	Si
97.51	0.25	0.15	0.78	0.80	0.10	0.01	0.40

Tabla 3.9 Análisis químico del FeTi (% en peso)	
Ti	Fe
58.92	41.08

Tabla 3.10 Análisis químico del FeMnM (% en peso)				
Mn	Si	P	C	S
74.30	0.03	0.19	1.37	0.013

La variación de la composición química al inicio y al final de la etapa de ajuste de olla en el acero líquido se muestra a continuación:

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn	Ti	N <sub>2</sub>
Inicio	0.008	0.18	0.018	0.010	0.011	0.060	0.002	0.01	0.007	0.009	0.004	0.002	0.021	0.0031
Final	0.012	0.19	0.021	0.010	0.005	0.039	0.004	0.015	0.008	0.009	0.003	0.002	0.049	0.0038

### 3.5 Colada continua

La temperatura de inicio de colada fue de aproximadamente 1600°C. Durante el proceso se cubrió el acero del distribuidor con 130 kg de polvos térmicos, los cuales presentaron la composición química de la tabla 3.12.

En cuanto al polvo utilizado como lubricante en el molde de colada continua, su composición se indica en la tabla 3.13; la cantidad empleada de este lubricante fue de 56 kg aproximadamente.

Finalmente los análisis químicos realizados en el acero al inicio y al final de la operación, se muestran en la tabla 3.14.

CaO	MgO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	C	Mat org.	CaO/SiO <sub>2</sub>
59.61	7 a 9	5 máx.	16 a 18	2 máx.	4 máx.	10.4

C	CO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	MgO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	F
3 a 4	4	5	0.8	4.5	35	35	4	5

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn	Ti	N <sub>2</sub>
Colada continua	0.013	0.18	0.023	0.010	0.005	0.032	0.003	0.015	0.008	0.008	0.003	0.002	0.046	0.0053
En planchón	0.013	0.17	0.024	0.011	0.005	0.031	0.00	0.013	0.009	0.009	0.00	0.00	0.044	0.0053

### 3.6 Control de carbono

Una parte importante dentro de la fabricación de los aceros ultralimpios, es el control sobre los niveles de carbono en el acero durante todo el proceso. En el caso del acero en estudio, la variación en el contenido de carbono se muestra en la figura 3.3; se puede observar que durante la operación de desgasado se logra obtener un acero con 40 ppm de carbono, sin embargo, posteriormente existe una contaminación debida principalmente por los polvos térmicos y lubricantes añadidos durante la colada continua, por lo tanto la prevención de contaminación del acero carbono durante la última etapa, debe ser parte prioritaria en la producción de este tipo de aceros.

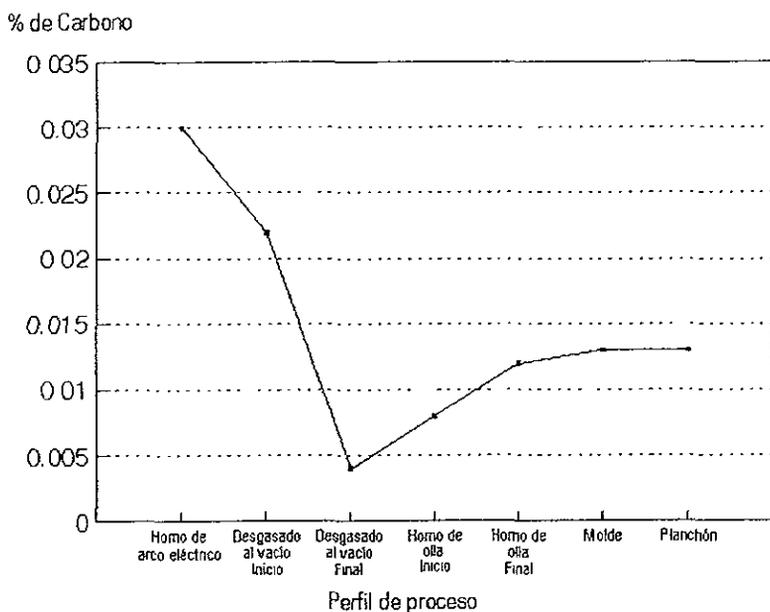


Figura 3.3. Contenido de carbono en el acero en las diferentes etapas del proceso de producción.

## CAPITULO 5

### Resultados y Discusión

#### 5.1 Caracterización microestructural del planchón en condición de colada.

La composición química del planchón de acero de bajo carbono y estabilizado con titanio se muestra en la tabla 3 14, en donde la cantidad de elementos intersticiales C y N están en un porcentaje en peso máximo de 0.013 y 0.005% respectivamente y, en cuanto al contenido de Ti, éste se encuentra alrededor del 0.044% en peso.

En la figura 5 1, se muestra la microestructura del acero en condición de colada, en donde se observa que está constituido por una matriz de granos ferríticos, en su mayoría del tipo columnar. Mediante microanálisis realizados en la matriz, se obtuvieron porcentajes en peso de hierro entre 99.2 y 100%, como en el caso de la gráfica presentada en la figura 5 2a, en la que se observan tres picos correspondientes a  $Fe_{K\alpha}$ ,  $Fe_{K\beta}$  y  $Fe_L$ , lo que nos indica la ausencia casi total de elementos en solución sólida en matriz. Por otro lado, no se observó ni detectó ningún tipo de inclusión ni de escoria en la microestructura.

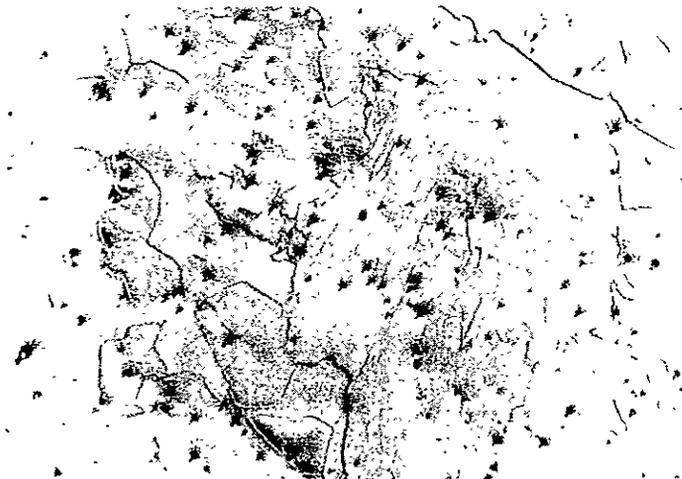


Figura 5.1 Fotomicrografía del acero en condición de colada. 250X.

En cuanto a los precipitados encontrados en el planchón en condición de colada; en la misma figura 5 1, se puede observar precipitados de morfología romboedral. Estos precipitados se localizaron en su mayoría en el interior de los granos y un bajo porcentaje de ellos sobre el límite de grano. Esto hace suponer que la mayoría de los precipitados se formaron durante el proceso de fundición del acero, tal y como lo han mostrado algunos estudios<sup>72</sup>, referentes a la precipitación ocurrida durante la etapa de solidificación en los aceros ultralimpios y estabilizados con titanio.

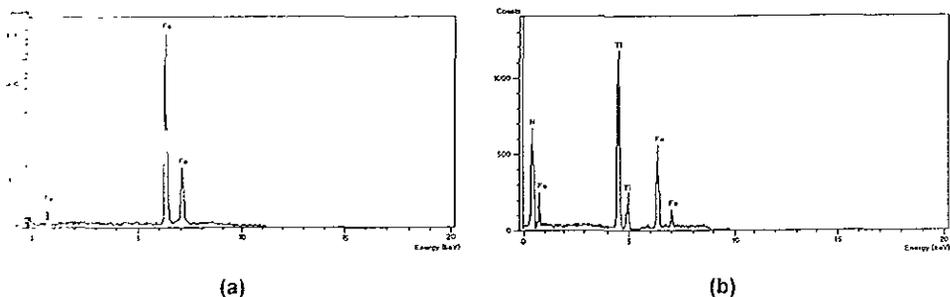
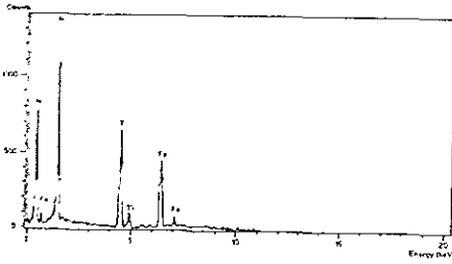
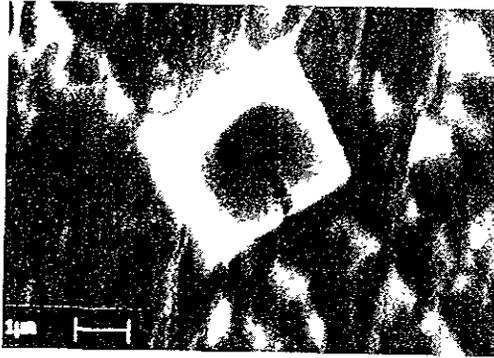


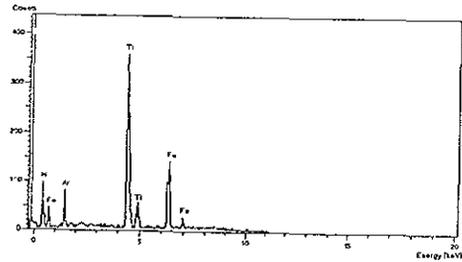
Figura 5.2 Microanálisis obtenidos en el acero en condición de colada: a) en matriz y b) sobre los precipitados de morfología romboedral.

El tamaño de estos precipitados encontrados, oscila entre 0.5 y un poco más de 2  $\mu\text{m}$ , y en los microanálisis realizados sobre aquellos cuyo tamaño se encontraba entre 0.5 y 1  $\mu\text{m}$ , la mayoría de ellos se identificaron como nitruros de titanio debido a la relación estequiométrica de 1:1 que se presentó entre el Ti y el N. En la gráfica obtenida a través de (figura 5 2b), se observan los picos correspondientes a  $\text{Ti}_{K\alpha}$ ,  $\text{Ti}_{K\beta}$  y  $\text{N}_{K\alpha}$  para el precipitado y los de Fe correspondientes a la matriz.

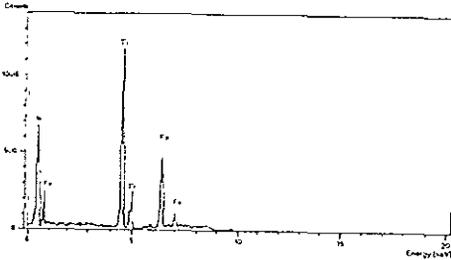
Sin embargo, como se muestra en la figura 5.3, en algunos precipitados, en su mayoría mayores a 1  $\mu\text{m}$ , durante los microanálisis realizados en la parte central, se detectó la presencia de un pico correspondiente a  $\text{Al}_{K\alpha}$  (figuras 5.3a y 5.3b), por lo que se evidencia la presencia de nitruro de aluminio (AlN). Esto implica, que durante el proceso de fundición del acero, el aluminio que se agrega como desoxidante, reacciona con el nitrógeno dando lugar a la formación de precipitados de AlN, los cuales posteriormente actuaron como puntos de nucleación para el TiN, ya que no se pudo detectar la presencia de partículas de AlN aisladas.



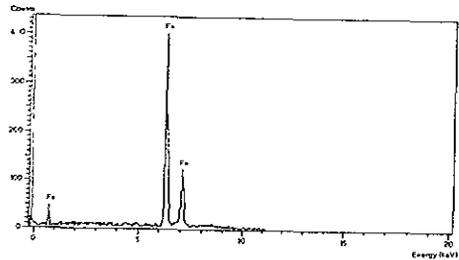
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.3 Fotomicrografía MEB y microanálisis en un precipitado TiN/AiN del acero en condición de colada: a) Zona central de la partícula, b) Zona media entre la interfase matriz/precipitado y la parte central del precipitado, c) Interfase matriz/precipitado y, d) matriz.

En la figura 5.4, se muestra una fotomicrografía MET en campo claro del acero en condición de colada, en donde se puede observar un precipitado de TiN. En la misma figura se muestra un patrón de difracción de la matriz. De acuerdo a las mediciones realizadas sobre las reflexiones de mayor intensidad en el patrón, se obtuvo un valor de

2 81 Å en el parámetro de red, el cual corresponde al valor reportado para el hierro con estructura bcc (ferrita) de 2 866 Å<sup>68</sup>. En base también, a los índices de Miller asociados al patrón de difracción, se determinó que la matriz presenta una orientación en la dirección [111]<sup>70</sup>

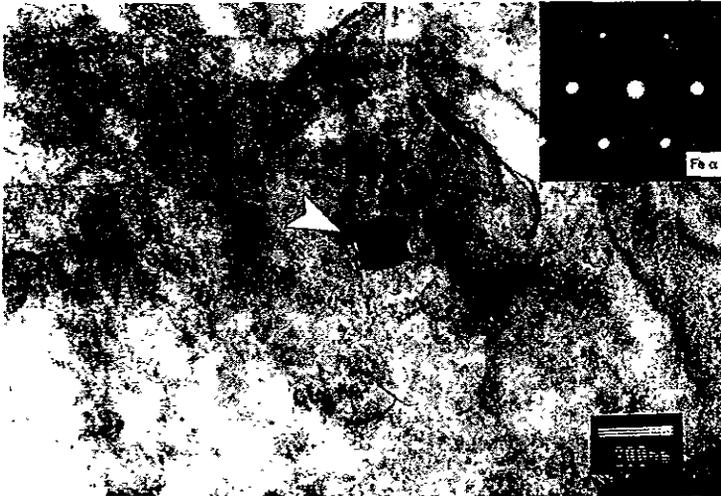


Figura 5.4. Fotomicrografía M.E.T. de un precipitado de TiN en el acero en condición de colada. A la derecha se muestra el patrón de difracción correspondiente a la matriz ferrítica orientada en la dirección [111].

## 5.2 Caracterización del acero con tratamientos térmicos de recalentamiento.

Las características microestructurales observadas después de realizado el recalentamiento de austenizado en las probetas A1, A2 y A3 a temperaturas de 1050, 1150 y 1200 °C respectivamente, se presentan a continuación: La figura 5.5, muestra la microestructura obtenida en el acero después del tratamiento térmico de austenizado a 1050 °C. Se puede observar que los granos columnares desaparecen dando lugar a la formación de una estructura de granos de ferrita de tamaño casi homogéneo, pero por otro lado, se sigue manteniendo una cantidad relativamente alta de precipitados tanto en matriz como en el límite de grano. El tamaño de grano obtenido en promedio, y el porcentaje en volumen de precipitados en este espécimen, se muestran en la tabla 5.1.

Para el caso del acero recalentado a 1150°C, se puede observar en la fotomicrografía de la figura 5.6, una microestructura con granos ferríticos de forma similar al espécimen anterior. Pero a diferencia de la probeta A1, se observó un ligero incremento en el tamaño de grano y la cantidad en volumen de precipitados se vió disminuido.

Finalmente, para el caso del acero austenizado a 1200°C, se presenta el mayor tamaño de grano para los tres casos, así como el menor porcentaje en volumen de precipitados de morfología romboédrica, como se puede observar en la tabla 5.1. La microestructura correspondiente al espécimen A3 se ilustra en la figura 5.7. En las fotomicrografías MEB de la figura 5.8, se muestran zonas representativas y amplificadas del acero a diferentes condiciones de austenizado. Se puede observar que efectivamente, la cantidad en el porcentaje de precipitados disminuye al aumentar la temperatura de recalentamiento.

<b>Tabla 5.1. Tamaño de grano y porcentaje en volumen de precipitados en el acero IF, después de los tratamientos térmicos de recalentamiento.</b>		
Temperatura de austenizado (°C)	Tamaño de grano (µm)	Volumen de precipitados (%)
1050	41.8	1.8
1150	46.9	1.3
1200	55.7	1.0

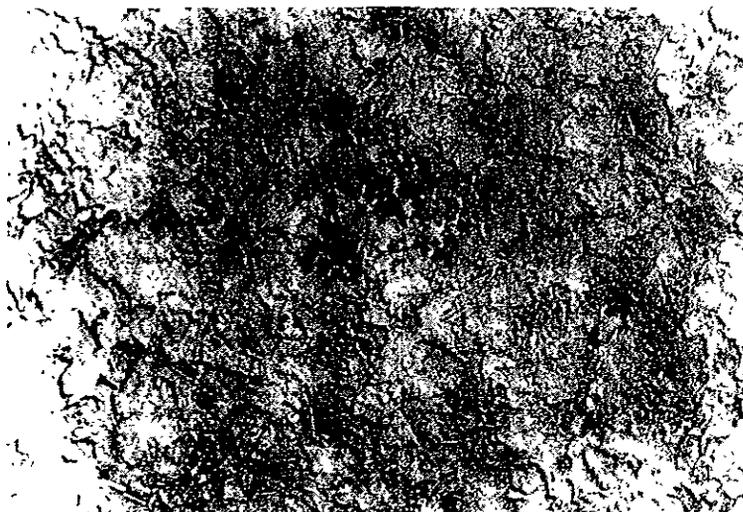


Figura 5.5 Fotomicrografía M.E.B. del acero recalentado a 1050°C.



**Figura 5.6 Fotomicrografía M.E.B. del acero recalentado a 1150°C.**



**Figura 5.7 Fotomicrografía M.E.B. del acero recalentado a 1200°C.**

En los microanálisis realizados en los precipitados de los aceros tratados térmicamente, se obtuvieron los mismos resultados que en el caso del material en condición de colada, es decir, precipitados de TiN en su mayor parte menores a la micra y precipitados del tipo TiN/AlN como lo muestra la fotomicrografía de la figura 5.9, en donde se puede observar también su patrón de difracción. Las reflexiones más intensas y que se encuentran en la parte externa corresponden a la estructura cúbica (fcc) del TiN con un parámetro de red de 4.24 Å y orientada cristalográficamente en la dirección [111]<sup>68,70</sup>. Los puntos internos y de menor intensidad corresponden a una distancia interplanar de 2.6 Å, la cual está en conformidad con la reportada para la estructura hexagonal de AlN que es de 2.695 Å<sup>68</sup>. Esto corrobora lo encontrado a través de microanálisis en los precipitados del material en condición de colada

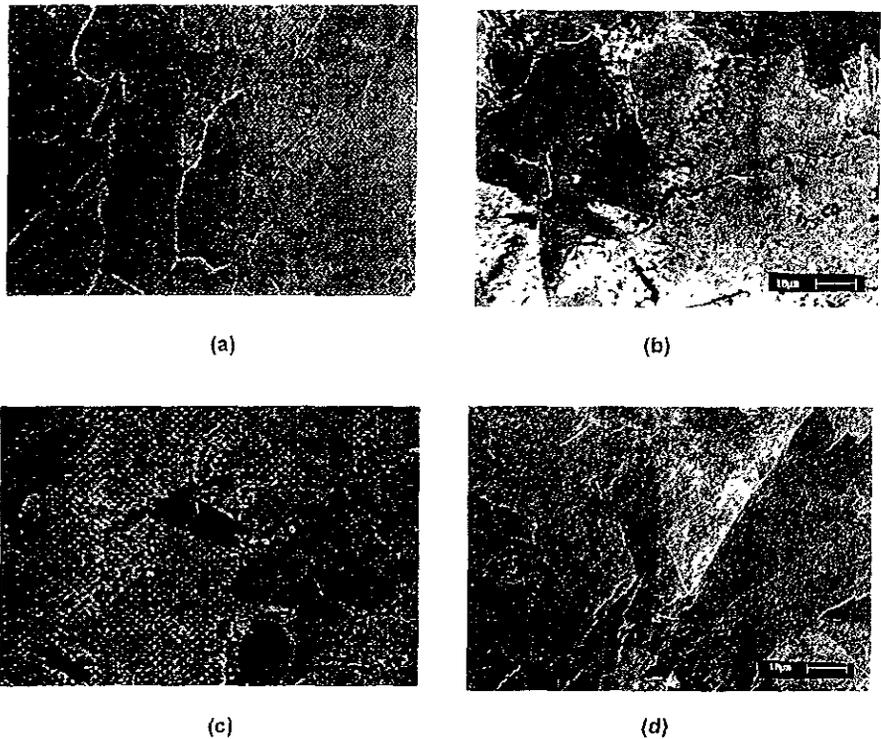


Figura 5.8. Fotomicrografías M.E.B. para el acero: a) en condición de colada, b) recalentado a 1050°C, c) recalentado a 1150°C y, d) recalentado a 1200°C.



Figura 5.9. Fotomicrografía M.E.T. del acero recalentado a 1200°C, en donde se muestra un precipitado de TiN/AIN, con su patrón de difracción correspondiente. Las reflexiones asociadas al TiN muestran una orientación cristalina en la dirección [111], mientras que las de AIN están a lo largo del eje de zona [0001].

Con los resultados anteriores se puede notar el efecto que tiene la temperatura de recalentamiento principalmente sobre el porcentaje en volumen de los precipitados; a una mayor temperatura de recalentamiento se produce una mayor disolución de los precipitados de TiN, lo que reduce el efecto de inhibición de crecimiento de grano. Es importante conocer la temperatura de recalentamiento adecuada, ya que la disolución de estos precipitados, representa el primer paso para tener un control sobre la morfología de los precipitados y del tamaño de grano y su efecto sobre la recrystalización y sus propiedades mecánicas posteriores<sup>13</sup>. Por otro lado, Gupta et al.<sup>49</sup>, reportaron la influencia de la temperatura de recalentamiento en un rango de temperaturas entre 1120 y 1250°C sobre las propiedades mecánicas, observando que a mayores temperaturas se obtenía un ligero incremento en el esfuerzo de fluencia y en la constante de Lankford. Por lo tanto, la selección de la temperatura de recalentamiento de 1200°C como parte inicial del proceso de laminado, está en función de la disminución de precipitados de TiN. Estos precipitados inhiben la recrystalización de la austenita durante la laminación en caliente, evitando la formación de un grano austenítico pequeño, que genere finalmente granos de ferrita refinada.

### 5.3 Laminación en caliente.

En la figura 5 10, se muestra la microestructura de la sección longitudinal del acero laminado en caliente a partir de una temperatura de 1200°C, hasta una temperatura final de laminado de 950°C, temperatura que se encuentra dentro de la región Fe  $\gamma$ . En este caso, debido a que todo el proceso de laminación se realiza por arriba de la temperatura de recristalización de austenita, se observa un grano menos deformado debido a la recristalización parcial que se va generando entre pasos de laminación.

La figura 5 11, muestra la microestructura obtenida después de la laminación en caliente del acero, hasta una temperatura final de 850°C; ésta temperatura se localiza en la región bifásica austenita-ferrita, en este caso se obtiene un grano deformado en dirección de laminación en donde la longitud y el ancho del grano son de aproximadamente 75 y 30  $\mu\text{m}$  respectivamente.

Finalmente en la figura 5.12, se muestra la microestructura de la placa, cuya temperatura final de laminación fué de 680°C, dentro de la región ferrítica. Se observó un tamaño de grano en promedio de 70  $\mu\text{m}$  de largo por 15  $\mu\text{m}$  de ancho. Sin embargo, esta deformación puede dar origen posteriormente a un grano ferrítico refinado



Figura 5.10. Fotomicrografía del acero laminado en caliente a partir de 1200°C hasta 950°C.

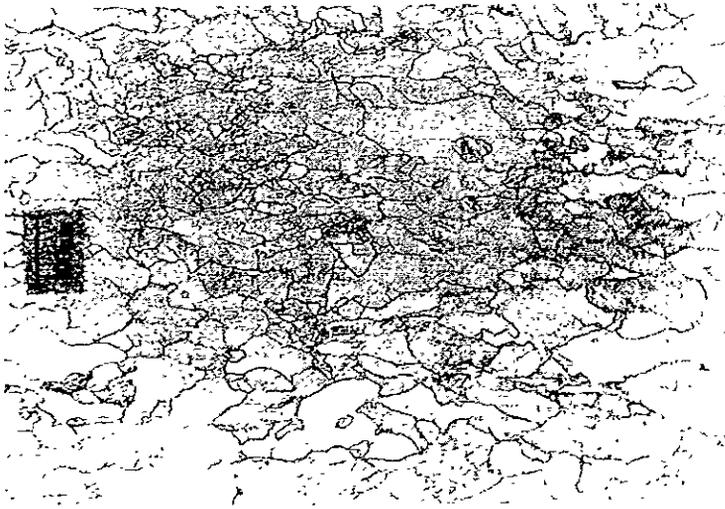


Figura 5.11 Fotomicrografía del acero laminado en caliente a partir de 1200°C hasta 850°C.

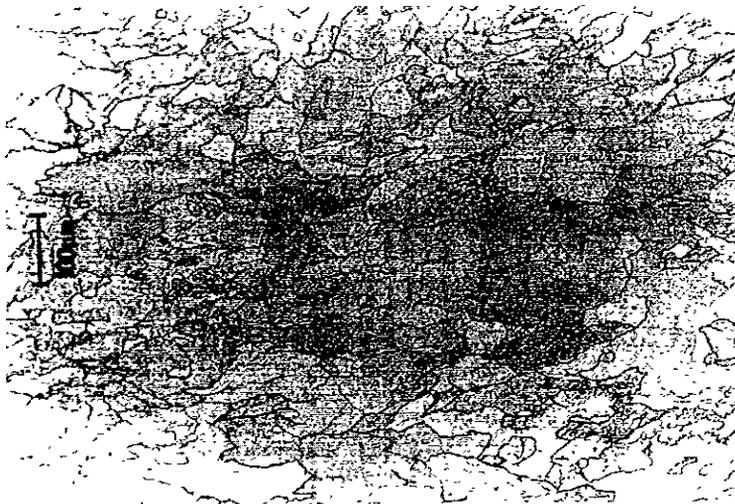


Figura 5.12 Fotomicrografía del acero laminado en caliente a partir de 1200°C hasta 680°C.

Después de realizada la laminación en caliente, se procedió al análisis de los precipitados encontrados, que de acuerdo con lo reportado por Yoshinaga et al.<sup>17</sup>, con los porcentajes

en peso de S y de Ti contenidos en el acero en estudio, es de esperarse que se favorecerá la precipitación de  $Ti_4C_2S_2$  y TiS, los cuales coprecipitan con el TiN, y rara vez de manera independiente.

En las muestras, cuya temperatura final de laminación fue de  $950^{\circ}C$ , además de los precipitados de TiN y TiN/AlN hallados anteriormente, también se detectaron precipitados correspondientes a TiS y  $Ti_4C_2S_2$ , como se puede observar de la figura 5.14 a la 5.15, concordando con lo mostrado por Hua et al.<sup>73</sup>, quienes detectaron este tipo de precipitados durante la laminación en caliente dentro de un rango de temperaturas de  $1150$  y  $900^{\circ}C$  pero no encontraron evidencia alguna de niveles significantes de precipitación de carburos por debajo de los  $900^{\circ}C$ .

En la figura 5.14, se muestra el patrón de difracción obtenido sobre los precipitados de morfología redonda. Los puntos externos corresponden a la matriz ferrítica orientada en la dirección  $[1\bar{1}0]$  y con un parámetro de red de  $2.87\text{ \AA}$ . Mientras que los puntos internos aparentemente son producto de los precipitados de TiS, ya que se obtuvieron distancias interplanares de  $3.01$  y  $2.57\text{ \AA}$ , los cuales corresponden a los valores reportados para el TiS de  $2.93$  y  $2.58\text{ \AA}$  respectivamente. Por medio de los índices obtenidos a partir de estas distancias y con el ángulo formado entre ellos se obtuvieron los parámetros de red  $a_o$  y  $c_o$  para la estructura hexagonal de este sulfuro, los cuales fueron de  $3.47$  y de  $27.01\text{ \AA}$  respectivamente, siendo muy cercanos a los valores reportados ( $a_o=3.416$  y  $c_o=26.4\text{ \AA}$ )<sup>68</sup>. Se confirma también, en el patrón mostrado en la figura 5.15, correspondiente a las partículas elongadas, la coexistencia y posible transición de TiS a  $Ti_4C_2S_2$  que ocurre en los aceros ultralimpios estabilizados con Ti<sup>74</sup>. Las reflexiones identificadas corresponden a los valores reportados tanto para el  $Ti_4C_2S_2$  como para el TiS como se muestra en la tabla 5.2.

**Tabla 5.2. Valores comparativos entre los calculados mediante el patrón de difracción con los reportados en la literatura.**

Compuesto	Distancia interplanar calculada	Distancia interplanar reportada <sup>68</sup>	Indices de Miller	Parámetros de red calculados	Parámetros de red reportados <sup>68</sup>
$Ti_4C_2S_2$	$2.23\text{ \AA}$	$2.225\text{ \AA}$	103	$a_o=3.23\text{ \AA}$	$a_o=3.21\text{ \AA}$
	$1.58\text{ \AA}$	$1.606\text{ \AA}$	110	$c_o=11.38\text{ \AA}$	$c_o=11.20\text{ \AA}$
TiS	$3.09\text{ \AA}$	$2.93\text{ \AA}$	090	$a_o=3.37\text{ \AA}$	$a_o=3.416\text{ \AA}$
	$2.66\text{ \AA}$	$2.690\text{ \AA}$	104	$c_o=25.7\text{ \AA}$	$c_o=26.4\text{ \AA}$

La importancia de la precipitación de  $Ti_4C_2S_2$ , es la de fijar el carbono que se encuentra aún en solución, sin embargo no se detectó la presencia de precipitados de  $TiC$ , los cuales también cumplen con la misma función, posiblemente por ser muy pequeños y muy inestables, lo que dificulta su detección. Por otra parte, por el contenido de carbono que presenta el acero empleado, con un nivel superior a los aceros ultralimpios actuales, tanto en los planchones laminados con una temperatura de salida de 950 y de 850°C, se detectaron mediante microanálisis, precipitados de carburo de hierro ( $Fe_3C$ ), los cuales se muestran en la figura 5.13. Esta es otra manera de fijación de carbono, pero esto especialmente en los aceros calmados con aluminio y de bajo carbono convencionales.

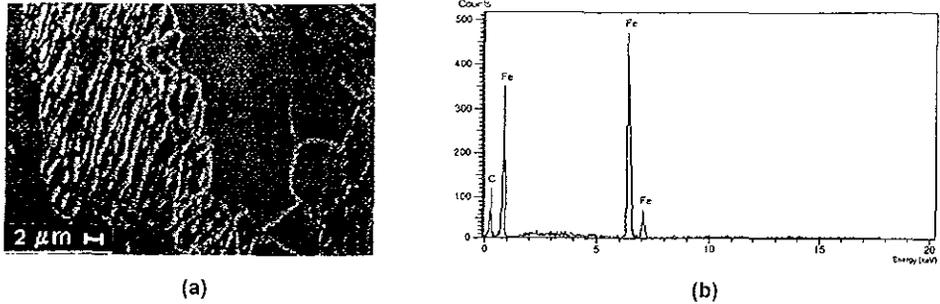


Figura 5.13. (a) Fotomicrografía M.E.B. y (b) microanálisis de precipitados de carburo de hierro en el acero con temperatura de final de laminación en caliente de 950°C.

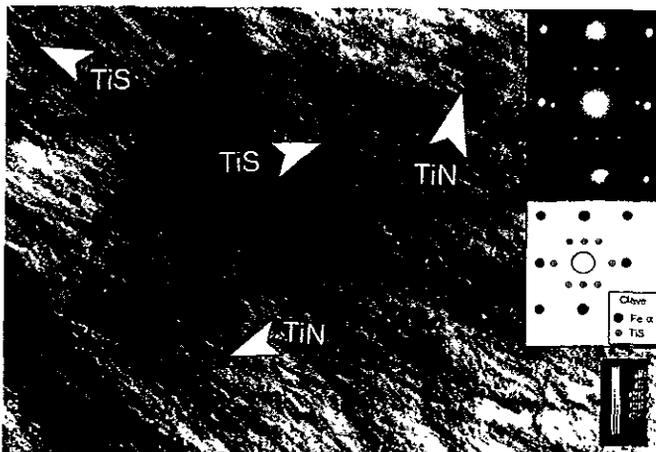


Figura 5.14. Fotomicrografía M.E.T. en donde se observan precipitados  $TiN$  y  $TiS$  en el acero con temperatura final de laminación en caliente de 950°C; y el patrón de difracción donde se identifica la matriz ferrítica orientada en la dirección  $[1\bar{1}0]$  y las reflexiones de los precipitados de  $TiS$ .

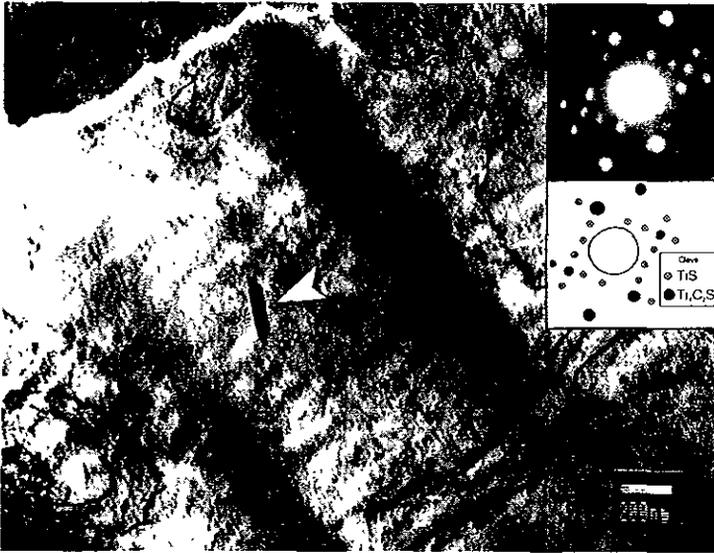
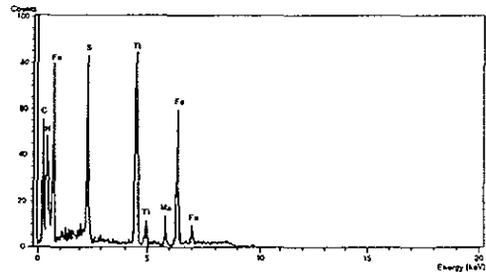


Figura 5.15. Fotomicrografía M.E.T. de un precipitado de morfología alargada en el acero laminado en caliente. El patrón de difracción sobre el precipitado muestra la posible coexistencia entre el TiS y el  $Ti_4C_2S_2$ .

El análisis practicado sobre otros precipitados en el acero laminado, mostraron un porcentaje considerable de azufre, como se observa en la figura 5.16, es importante observar que se detecta además la presencia de titanio y nitrógeno, lo cual puede ser una evidencia de la transformación que ocurre de  $TiN$  a  $TiS$  y/o a  $Ti_4C_2S_2$ .



(a)



(b)

Figura 5.16. (a) Fotomicrografía M.E.T. y (b) microanálisis de una partícula rica en azufre en el acero laminado en caliente.

Otra observación importante en las placas laminadas en caliente, es el efecto que tiene la temperatura final de laminación, con la textura obtenida. De manera cualitativa<sup>75</sup>, se puede observar en la figura 5.17, la variación en las intensidades obtenidas por difracción de rayos X en las tres diferentes láminas.

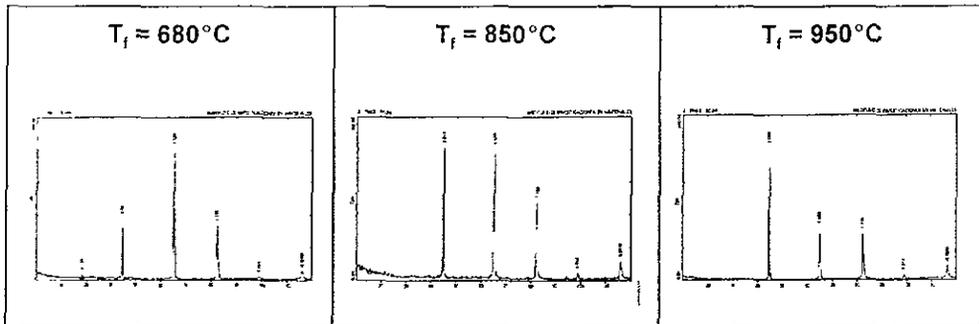


Figura 5.17. Difractogramas obtenidos después del proceso de laminación en caliente del acero, con diferentes temperaturas finales de laminación ( $T_f$ ).

Para el caso de las placas terminadas de laminar a  $950^\circ\text{C}$ , existe una mayor intensidad en el pico correspondiente a los componentes de la familia de planos {200}; en la placa con temperatura final de laminación de  $850^\circ\text{C}$ , las mayores intensidades se registraron para el caso de los planos {110} y {200} y finalmente, el pico relacionado con los componentes {110}, resultó presentar la mayor intensidad para el caso de la laminación en caliente con temperatura final de  $680^\circ\text{C}$ .

Este comportamiento se mantuvo después de realizar la laminación en frío, esto es, que la textura lograda por la laminación en caliente no es muy afectada por los procesos posteriores de laminación en frío y de recocido

Para simular el proceso de enrollado de lámina, se sometió a cada una de las placas a un calentamiento de  $730^\circ\text{C}$  por 20 minutos y posteriormente se enfrió al aire hasta temperatura ambiente. El motivo de la elección de dicha temperatura, está basado en el estudio<sup>76</sup> sobre el efecto de la temperatura de enrollado en un rango de  $620$  y  $735^\circ\text{C}$ , sobre las propiedades mecánicas. En donde se ha establecido que para aceros IF estabilizados con Ti se afecta en muy poco a sus propiedades. Sin embargo, para altas temperaturas de enrollado ( $>680^\circ\text{C}$ ), se tiene un incremento moderado en el valor de  $r$  y una disminución en el esfuerzo de fluencia, además de que se logra una fijación casi completa de C y N. En el caso del acero en estudio, después de realizado el tratamiento

térmico se observó un ligero incremento en la dureza, lo que hace suponer que existe un incremento en la cantidad de precipitados en el material. Sin embargo no es recomendable mantener al acero a esta temperatura por más de 30 minutos, ya que se da inicio al crecimiento del grano.

#### 5.4 Laminación en frío

Las tres placas laminadas en caliente fueron posteriormente laminadas en frío hasta obtener espesores finales de 0.3 mm, lo que representa un porcentaje total de deformación de aproximadamente 84%, que para el caso de los aceros ultralimpios y adicionados con Ti, significa un valor recomendable para lograr altos valores de  $r$  en las láminas<sup>2</sup>. La microestructura obtenida al final de este proceso se muestra en la fotomicrografía de la figura 5.18.

Con respecto a las propiedades mecánicas obtenidas después de ensayar las probetas para tensión en el acero laminado en frío y para diferentes temperaturas finales de laminación en caliente, éstas se muestran en la tabla 5.3. En ella se observa que los valores de resistencia a la tensión se encuentran dentro de un rango de 858.6 a 977.2 MPa y los porcentajes de elongación varían entre 5.84 y 8.24%. Las probetas cuya temperatura final de laminación en caliente fue de 950 y 680°C (probetas B1 y B3 respectivamente), presentaron los mayores valores de resistencia a la tensión y de elongación.

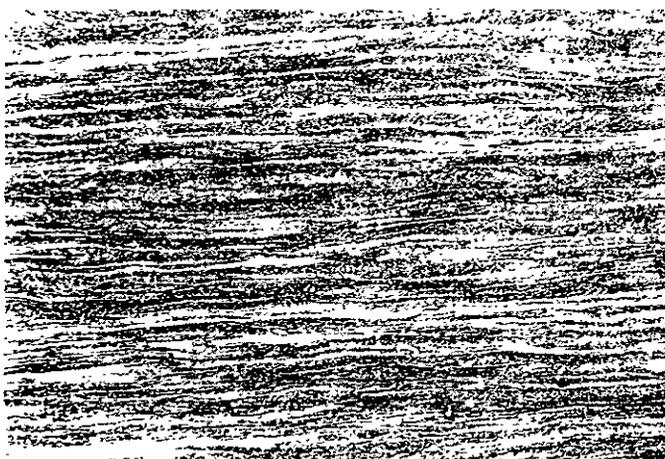


Figura 5.18. Fotomicrografía del acero laminado en frío hasta un 84% de reducción total (probeta B1).

**Tabla 5.3. Propiedades mecánicas obtenidas en pruebas de tensión en probetas laminadas en frío con un 84% de reducción.**

Probeta	Esf de fluencia a 0.2% (MPa)	Esf último a la tensión (MPa)	Módulo elástico (MPa)	Elongación (%)
B1	977.2	977.2	27830	7.089
B2	836.9	858.6	29210	5.845
B3	558.4	926.1	35220	8.239

### 5.5 Tratamiento de recocido.

La operación final del proceso para la obtención de la lámina para estampado, consiste en un tratamiento térmico para dar lugar a la recristalización de los granos deformados en frío. Este tratamiento se realizó a 4 diferentes temperaturas (550, 650, 750, y 800°C) y a 5 diferentes tiempos (1, 10, 100, 1000 y 10000 seg). En la figura 5.19 y 5.20 se muestra la evolución de la microestructura del acero durante la recristalización a 800°C. Se puede observar que el tamaño de grano es del orden de 20 µm, obtenido por el alto porcentaje de deformación en conjunto con los precipitados en el acero que funcionan como puntos de nucleación de los granos de ferrita durante la recristalización.



**Figura 5.19. Fotomicrografía del acero laminado en frío y recocido a 800°C por un tiempo de 1000 segundos (probeta B1).**

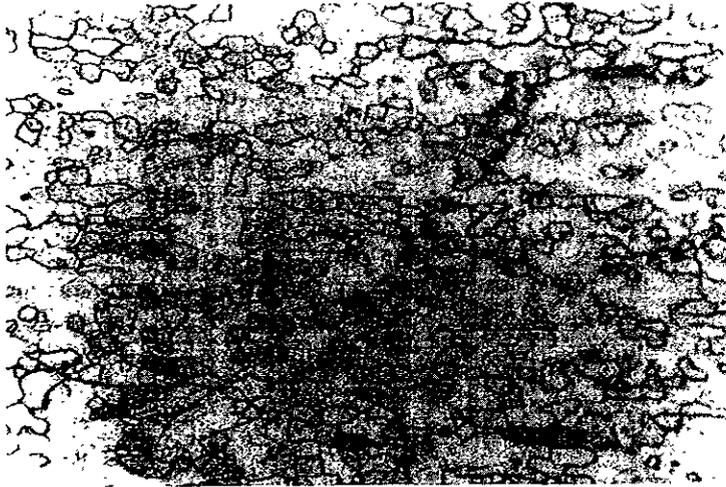


Figura 5.20. Fotomicrografía del acero laminado en frío y recocido a 800°C por un tiempo de 10000 segundos (probeta B1).

Como era de esperarse, las probetas recocidas a mayores temperaturas, presentaron las mejores propiedades mecánicas, con la ventaja de requerir tiempos menores para obtener mayores porcentajes de recristalización de la microestructura. Esto es importante particularmente para el caso del recocido continuo, en donde se requiere de tiempos de recocido cortos<sup>57</sup>.

En la figura 5.21 y 5.22 se muestran las gráficas esfuerzo vs. deformación, de las láminas recocidas a 750°C y 800°C respectivamente, por un tiempo de 500 segundos. En este tiempo se logra generar un porcentaje de recristalización mayor al 80% en el acero. Se puede observar que a mayor temperatura de recocido se logra una mayor ductilidad y los valores de resistencia disminuyen. Además es notorio que las probetas que presenta los valores más altos de ductilidad, corresponde a la lámina que tuvo una temperatura final de laminación en caliente de 950°C, y los valores más bajos correspondieron a las láminas con temperatura final de laminación en caliente de 680°C. La diferencia entre la ductilidad de la lámina B1 con respecto a la de las láminas B2 y B3 es de 24 y de 39% respectivamente, además la resistencia a la fluencia tuvo un valor menor para el caso de la lámina B1

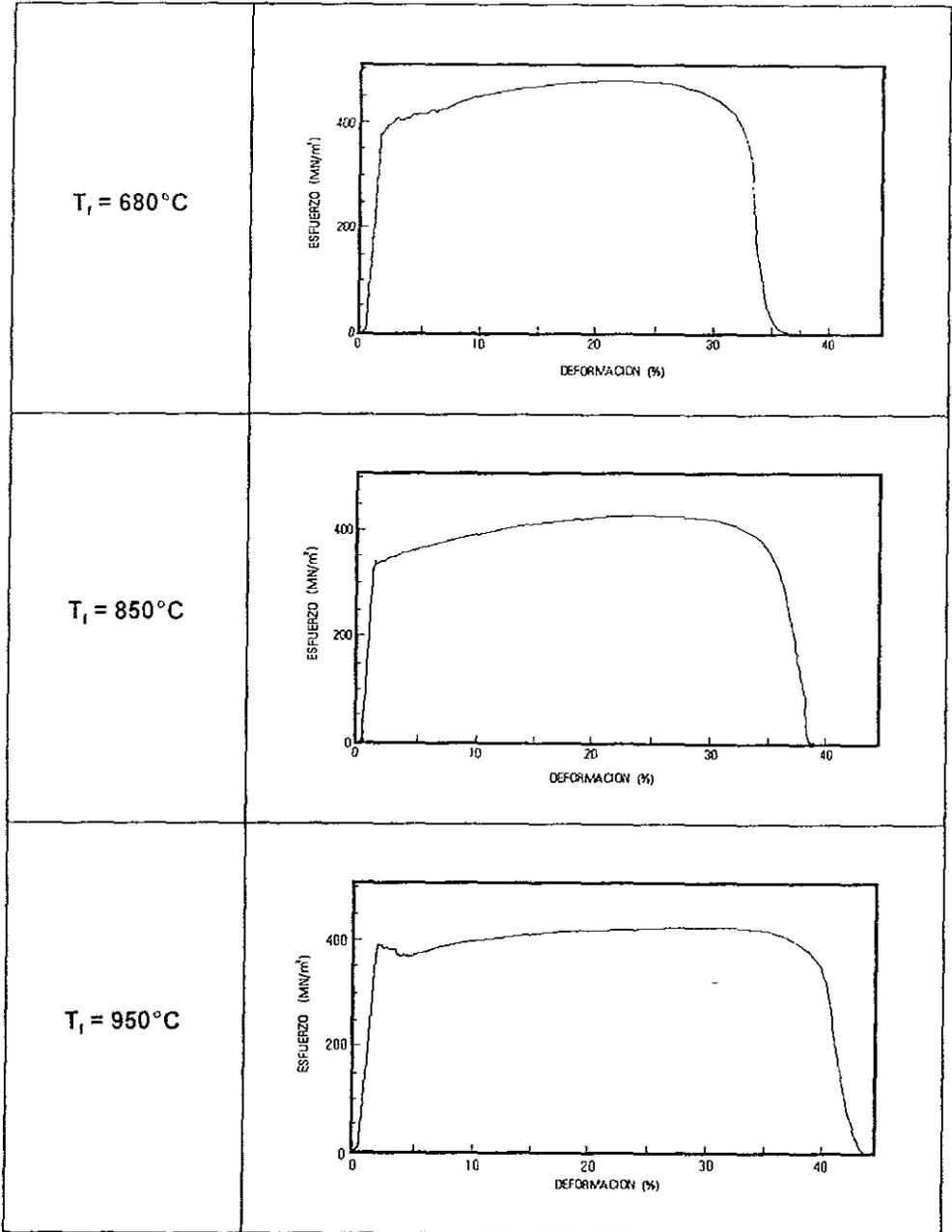


Figura 5.21. Gráficas Esfuerzo - Deformación obtenidas a partir de las muestras laminadas en frío y recocidas a  $750^\circ\text{C}$  por un tiempo de 500 segundos. Donde  $T_f$  es la temperatura final de laminación en caliente.

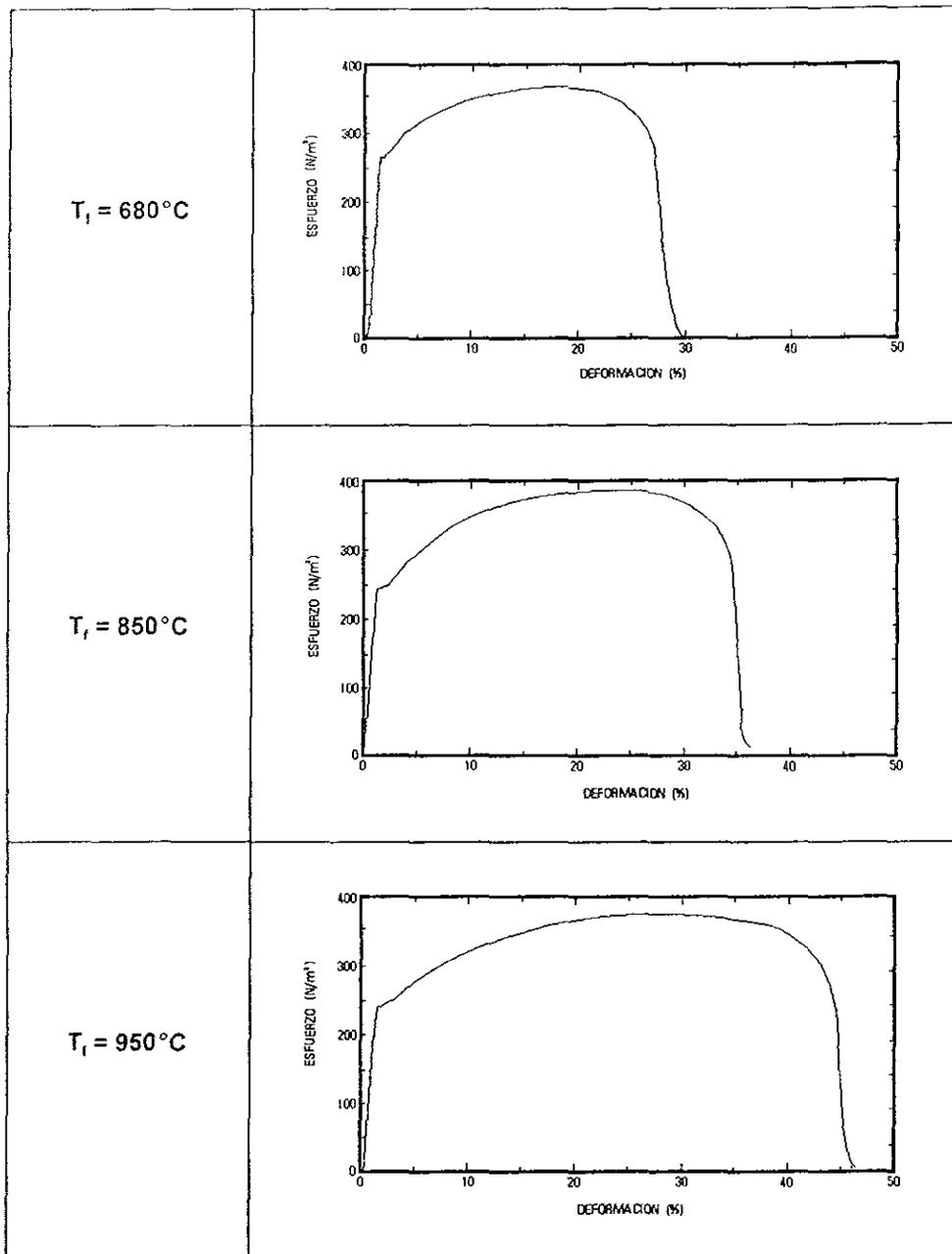


Figura 5.22. Gráficas Esfuerzo - Deformación, obtenidas a partir de las muestras laminadas en frío y recocidas a  $800^\circ\text{C}$  por un tiempo de 500 segundos. Donde  $T_f$  es la temperatura final de laminación en caliente.

## CAPITULO 6

### CONCLUSIONES

1 - En el acero de bajo carbono y estabilizado con titanio se observó la precipitación de partículas de TiN a partir de precipitados de AlN ya existentes. Es necesario, por lo tanto, tener un control sobre el contenido de aluminio agregado al acero para evitar o favorecer la formación de puntos de nucleación de TiN.

2 - La temperatura de recalentamiento está relacionada con la disolución de los precipitados de TiN. La temperatura de austenizado de 1200°C, disminuye notablemente el porcentaje en volumen de TiN. Esta temperatura es recomendable durante el recalentamiento inicial del proceso de laminación en caliente.

3 - La temperatura final de laminación en caliente, resultó ser un parámetro importante que permitiera o dificultara la obtención de una textura que favoreciera el aumento de la ductilidad y de los valores de  $r$  de la lámina al final de todo el proceso. Además, en las muestras terminadas de laminar en caliente por arriba de la temperatura  $A_1$  (850 y 950°C) se favoreció aun más la formación de precipitados de TiS y  $Ti_4C_2S_2$ , los cuales algunos autores<sup>17</sup> han relacionado con un mejoramiento en las propiedades finales de la lámina.

4 - Debido al contenido relativamente alto de carbono, éste es fijado no solamente por medio del titanio como  $Ti_4C_2S_2$ , sino también como  $Fe_3C$ , mientras que el nitrógeno es fijado inicialmente como AlN y posteriormente como TiN.

5 - Las muestras con temperatura final de laminación en caliente de 950°C, laminadas en frío y recocidas a 800°C por 500 segundos, mostraron los mayores valores de elongación (> 45%) y valores de  $r_m$  cercanos a 2, sin presentar un comportamiento totalmente anisotrópico; con lo cual, se puede esperar un buen comportamiento durante el estampado profundo de la lámina

A partir de estas conclusiones y comparando los resultados con los obtenidos por otros autores, se puede mencionar que la lámina fabricada en Imexsa, tiene la calidad suficiente para considerarse dentro de aplicaciones de estampado.

Sugerencias para trabajos posteriores sobre el tema:

- Analizar el efecto favorecedor o perjudicial de las partículas de TiN/AIN sobre los porcentajes de *elongación* y de *r finales* en las láminas; además de modificar los porcentajes en peso tanto de titanio como de aluminio durante el proceso de fabricación del acero
- Realizar un estudio sobre la evolución de precipitación en el acero, empleando adicionalmente imágenes de alta resolución, principalmente sobre aquellos precipitados en donde coexisten dos compuestos distintos.
- Realizar un estudio en específico sobre la textura obtenida en el acero laminado y recocido, y su relación con las propiedades mecánicas, así como llevar a cabo pruebas de estampado, para determinar el grado de deformabilidad obtenido, así como los posibles defectos que se pudieran presentar

## REFERENCIAS

1. K. Tsunoyama, K. Sakata, T. Obara, S. Satoh, K. Hashiguchi and T. Irie. Effect of Lowering Sulfur Content in Ti Added, Deep Drawable Hot and Cold Rolled Sheet Steels. Hot and Cold Sheet Steels. Ed. Pradhan and Ludkovsky. TMS, 1988.
2. A. Mitsunobu. Formable steels. Materials Science and Technology Vol. 7, Constitution and Properties of Steels. 1992, pp. 285-333
3. 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.
4. H. Takechi. Metallurgical Aspects on Interstitial Free Sheet Steel from Industrial Viewpoint. ISIJ International, Vol.34, 1994, No.1, pp.1-8.
5. L. F. Porter, P. E. Repas. The Evolution of HSLA Steels. Journal of Metals. 1982.
6. F. B. Pickering. High Strength, Low Alloy Steels - A decade of Progress. Microalloying 75. Union Carbide Corp., New York. 1977.
7. R. G. Blossy, R. M. Feller, D. Giedeman, R. J. Hennessey. Start-up and Operation of the Ladle Metallurgy Facility at LTV Steel, Indiana Harbor Works, Steelmaking Conference Proceedings, Vol. 2, 1989, pp. 239-251.
8. M. Nadif, D. Brachet. Production of Ultra Low Carbon Steel at Sollac Durkirk. Steelmaking Conference Proceedings, Vol. 72, 1989, pp. 227-233
9. O. Kwon and K. Z. Min. International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels. The Iron and Steel Institute of Japan, May, 1994, pp 9-12.
10. R. Pradhan. Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel. TMS, Warrandale, Pennsylvania, 1992.
11. T. Obara and D. Tsunoyama. Report of Committee on Low Carbon Sheet Steel. ISIJ, Tokio, 1987, 149.
12. H. Takechi, O. Akisue and T. Yakushiji. Tetsu-to-Hagane. Vol. 74, 1988.

- 13 I 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.
- 14 N Takahashi, M. Shibata, Y. Furuno, H Hayakawa, T Asai and Y. Yamashita. Tetsu-to-Hagane. 68, 1982, S588
- 15 R Yoda, I. Sukatani, T. Inoue and T. Saito ISIJ International, Vol. 34, 1994, 70.
- 16 H. Takechi, O Akisue. ISIJ International, Vol. 34, 1991, 1.
- 17 N Yoshinaga, K. Ushioda, S. Akamatsu and O. Akisue. Precipitation Behavior of Sulfides in Ti-added Ultra Low Carbon Steels in Austenite. ISIJ International, Vol.34, 1994, No. 1, pp 24-32.
18. H. Kudielka and H. Rohde. Z. Krist., 111, 1960, 447.
19. W. J. Lui, S. Yue and J. J. Jonas, Metall. Trans. A, 20A, 1989, 1907.
20. T. Miyoshi and S. Hashimoto. Tetsu-to-Hagane, 76, 1992, 862.
- 21 H. Hayakawa, Y Furuno, M. Shibata and N. Takahashi. Tetsu-to-Hagane. 69, 1983.
- 22 H Ohtani, T Tanaka, M. Hasebe and T. Nishizawa. Calphad. 12, 1988, 225.
23. I. Tsukatani et al Tetsu-to-Hagane. Vol. 74, 1988, 1501.
24. S. Hashimoto and T Yakushiji, Tetsu-to-Hagane. 74, 1988, 1617.
25. A New Era of Pneumatic Steelmaking-Mixed Gas Blowing. Iron and Steelmaker, Vol. 10, No. 8, 1983.
- 26 A. W. Cramb and M. Byrne. Steelmaking and Practices for High Quality Interstitial Free Steels. Metallurgy of Vacuum-Degassed Steel Products. R. Pradhan (Ed ), TMS, 1990.
27. T. Kuwabar, T. Hiroaka, T. Nuiabe, H. Fujii, S. Tanaka. Production of Interstitial Free Steel Slabs. Steelmaking Conference Proceedings, Vol. 70, 1987, pp 381-387
- 28 C Moore, R I. Marshall. Steelmaking. The Institute of Metals, 1991, pp. 57-107.

- 29 A Nicholson, D. S. Thornton. *Steelmaking and Non-Metallic Inclusions. Material Science and Technology, Vol 7, Constitution and Properties of Steels*, 1992, pp. 95-146
- 30 A V. Bradshaw and F. D. Richardson. *Vacuum Degassing of Steel. The Iron and Steel Institute Special Report No. 92*, 1965
- 31 R. J. Fruehan *Ironmaking and Steelmaking No 1*, 1976, pp 33-38.
- 32 A. W. Cramb and M. Byrne. *Steelmaking Conference Proceedings. Vol. 67*, 1984.
- 33 M Byrne, A. W. Cramb and T. W Fenicie. *Steelmaking Conference Proceedigs. Vol. 68*, 1985, pp 451-463.
34. I. Kozasu. *Thermomechanical Controlled Processing. Material Science and Technology. Vol 7, Constitution and Properties of Steels*. 1992, pp. 183-217.
35. R. A. Grange. *Fundamentals of Deformation Processing*. W. Backofen, et al. (eds.) Syracuse: Univ. Press, 1964, pp. 299-317.
36. I. Kozasu, C Ouchi, T Sampei, T Okita. *Microalloying 75*, New York: Union Carbide Corp., 1977, pp. 120-135.
37. K Tsukada, K. Matsumoto, K. Hirabe, K. Takeshige. *IS&M9 No. 7*, 1982, pp. 21-28.
38. W. Roberts, A Sandberg, T Siwecki, T Werlefors. *HSLA Steels Technology and Applications*. M. Korchynsky (Ed.), Metals Park. ASM, 1984, pp. 67-84.
39. F. B. Pickering. *Vanadium Microalloyed Steels*. M. Korchynsky et al. (eds.). Krakow: *Association of Polish Metallurgical Engineers*, 1990, pp. 79-104.
40. Y. Tokunaga, M. Yamada and K Ito. *Effect of Combined Addition of Nb and Ti on the Mechanical Properties of E L C Steel Sheet*. *Tetsu-to-Hagne*, 73(2), 1987, pp.109-116.
- 41 S. Satoh, T. Obara, M. Nishida and T. Irie. *Effects of Alloying Elements and Hot Rolling Conditions on the Mechanical Prperties of Continuous 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.

- 42 H. Katoh, H. Takechi, N. Takahashi and M. Abe. Cold Rolled Steel Sheets Produced by Continuous Annealing. *Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*, R Pradhan ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1985, pp 37-60
- 43 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*, No.12, 1985, pp 36-44.
- 44 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
- 45 I. Gupta, T. Parayil 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.
- 46 T. Matsumoto, Y. Tanaka and 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-Hagane*, 72(5), 1987, p. S637.
- 47 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.
- 48 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 Steel Inst. Jpn.*, 1984, 24, pp. 838-846.
- 49 I. Kozasu. HSLA Steels Technology and Applications. M. Korchynsky (Ed.), *Metals Park: ASM*, 1984, pp. 593-607.
- 50 F. B. Pickering. High Strength Low Alloy Steels. *Material Science and Technology*, Vol. 7, Constitution and Properties of Steels, 1992, pp 335-400.
- 51 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-hagane*, 71(13), 1985, p. 11362.
- 52 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.

SALIR  
LA  
TECA

- 53 O Hashimoto, S. Satoh, T. Irie and 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.
- 54 S. R. Goodman. Proc. Conf. HSLA Steels, Technology and Applications, Philadelphia 1983 M. Korczynsky, (Ed.). Metals Park, OH: ASM, 1984, pp 239-251.
55. R. Pradhan. Proc. Symp. Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel. R. Pradhan (Ed.). Detroit: AIME, 1984, pp. 185-202.
56. P.R Mould, J. M. Gray. Metall. Trans. 3, 1972, 3121-3132.
57. R. C. Hudd Processing - Cold Working and Annealing. Material Science and Technology, Vol 7, Constitution and Properties of Steels, 1992, pp. 219-284.
- 58 W. B. Hutchinson Int. Met. Rev. 29, 1984, 25.
59. G. Gordon Conventional Batch Annealing, Iron and Steel Engineer Year Book, 1961.
60. K. Toda, B. Kawasaki, T. Saiki. Iron Steel Eng. No. 50, 1973, 44.
61. T. Irie, S. Satoh, 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-AIME, New York, 1982, pp 155-171.
- 62 A. Okamoto. Tetsu-to-Hagane 70, 1984, 1906.
- 63 H. Kubotera, K. Nakaoka, K. Araki, K. Watanabe, A. Nishimoto, K. Iwase. Trans. Iron Steel Inst. Jpn , 17, 1977, 663.
64. W. B. Hutchinson, K. Ushioda. Scand. J. Metall. 3, 1984, 269.
- 65 K. Ushioda, W. B. Hutchinson, J. Agren, U. Schlippenbach. Mat. Sci. and Tech. 2, 1986, 807.
- 66 H. Hu Proc. 5th Int. Conf. Textures of Materials, 2, Aachen: G. Gottlein, K. Lucke (Eds.), Berlin, 1978, pp 3-20.

- 67 Kelh. Principles of Metallographic Laboratory Practice. Metallurgy and Metallurgical Engineering Series McGraw-Hill, USA, 1949.
68. Selected Powder Diffraction Data for Metals and Alloys Data Book, Vol 1, International Centre for Diffraction Data, JCPDS, 1978.
- 69 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
- 70 K W Andrews, D. J. Dyson and S. R. Keown. Interpretation of Electron Diffraction Patterns 2nd Edition. Plenum Press, New York, 1971.
- 71 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
- 72 L. Ruiz-Aparicio, C. I. Garcia and A. J. DeArdo. Hot Deformation Behavior of Interstitial Free Steels. TMS International Symposium on Low Carbon Steels for the 90's, Pittsburgh, PA, 1993, pp 419-426.
- 73 M. Hua, C I. Garcia and A. J. DeArdo. Precipitation Studies in Ti and Ti + Nb Stabilized Steels. TMS International Symposium on Low Carbon Steels for the 90's, Pittsburgh, PA, October 22, 1993.
74. 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.
- 75 B. D. Cullity Elements of X-ray Diffraction, Reading, Mass., Addison-Wesley, 1956.
- 76 K.I Nilsson and E. Johansson. Development of IF-Steels on Ultra Low Carbon Basis for EDDQ and High-Strength Applications Using Continuous Annealing (CAL) and Hot-dip Galvanizing Lines. Metallurgy of Vacuum-Degassed Steel Products. R. Pradhan (Ed.), TMS, 1990, pp 143-160.
- 77 J. A Juárez-Islas, G. Lugo Saavedra y R. Mendoza Lara. Evaluación del Porciento de Elongación y la Constante de Lankford de Aceros Ultralimpios Fabricados en Ispat-Mexicana. XIX Simposio Nal. Siderurgia, 1997.
- 78 W Bleck, R. Bode and F. J. Hahn. Interstitial-Free Steels Processing, Properties and Application. Metallurgy of Vacuum-Degassed Steel Products. R. Pradhan (Ed.), TMS, 1990, pp 73-90.