

41
2ij



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE
MÉXICO

ESCUELA NACIONAL DE ESTUDIOS PROFESIONALES
"CAMPUS ARAGÓN"

"DESARROLLO TECNOLÓGICO EN LA
FABRICACIÓN DE ACEROS
ULTRALIMPIOS"

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA
P R E S E N T A :
CESAR LOPEZ FLORES

ASESOR: DR. JULIO A. JUÁREZ ISLAS

SAN JUAN DE ARAGÓN, EDO. MEX. 1996

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

Dedico esta tesis a Ma. Elena Flores Flores

por su infinito apoyo y comprensión,

al igual que a Edmundo López Barrios

Q.E.P.D.

gracias Padres.

**A Edmundo que siempre estuvo a mi lado,
dándome un ejemplo que no fue difícil de seguir**

Gracias Hermano.

A Yanine, Juana Alejandra, Chucho, Lalo, Sandra Noemi,

Ángeles, Arturo, Edmundo y Sebastian.

Porque en ellos esta el futuro.

Agradezco:

A mis abuelos. Que aunque estando lejos siempre estuvieron apoyándome.

A mis profesores, quienes han influido en mi formación.

A mis compañeros y amigos que me han demostrado que la amistad es un gran tesoro, el cual es importante conservar.

A mis tíos y tías. Porque siempre estuvieron presentes.

A mis primos y primas.

Al Ingeniero Sergio Aguilar. Por todas sus enseñanzas.

Al Coach Cado. El cual me enseñó que con perseverancia se logra todo lo que uno se propone.

Al Comandante De La Mora. Por que me demostró que llevando una vida con disciplina se logran las metas.

Al Ing. Daniel Aldama Avalos.

Al Ing. Teresa Bañuelos.

A todos los técnicos de la E.N.E.P. Aragón

A mi querida escuela.

Al Instituto de Investigación en Materiales por las facilidades prestadas para la realización de este trabajo.

Al Dr. Julio A. Juárez Islas. Por dirigir este trabajo de tesis.

Al Honorable Jurado con respeto

A Blanca . Por la ayuda en la realización de esta trabajo

A Cristina y Mary.

Y finalmente quiero dar gracias a Dios.

ÍNDICE

Introducción

Capítulo 1. Revisión de literatura.	1
1.1 Antecedentes.	2
1.2 Aceros Ultralimpios.	3
1.3 Clasificación de Aceros IF.	5
1.4 Transformaciones de varios productos en bajo y ultrabajo carbono en aceros.	6
1.5 Composición Química de los Aceros IF.	8
Capítulo 2. Fabricación del Acero.	16
2.1 Horno de Arco Eléctrico.	17
2.2 Remoción de Carbono.	19
2.3 Contenido de Nitrógeno.	20
2.4 Desgasado al Vacío.	21
2.5 Adición de ferroaleaciones	24
2.6 Control de los óxidos de hierro.	25
2.7 Colada Continua del Acero.	26
Capítulo 3. Laminación.	28
3.1 Laminación.	28
3.1.1 Antecedentes de laminación.	29
3.1.2 Descripción de los mecanismos que operan en el proceso termomecánico controlado	30
3.1.3 Laminación controlada y enfriamiento acelerado.	32

3.1.3.1 Recalentamiento.	33
3.1.3.2 Laminación tosca.	33
3.1.3.3 Laminación fina.	34
3.1.4 El efecto de los elementos de aleación en relación con la laminación controlada	34
3.2 Recristalización.	36
3.2.1 Recuperación.	36
3.2.2 Recristalización.	36
3.2.3 Cinemática de la recristalización.	37
3.2.4 Crecimiento de granos.	37
3.2.5 La condición deforme.	39
3.2.6 Energía almacenada.	39
3.2.7 La deformación microestructural.	39
Capítulo 4 Procedimiento Experimental.	40
4.1 Fabricación del acero.	40
4.1.1 Procedimiento.	40
4.1.2 Obtención de muestras de planchon.	40
4.2 Caracterización.	40
4.2.1 Preparación metalográfica	40
4.2.2 Microscopía óptica	40
4.2.3 Microscopía Electrónica de Barrido	41
4.2.4 Microanálisis	41
4.2.5 Difracción de Rayos - X	41

4.2.6 Microscopia Electrónica de Barrido	41
4.3 Tratamientos Térmicos de Austenización	42
4.4 Cuantificación de Fases	43
4.5 Laminación en caliente	43
4.6 Caracterización de la Laminación en frío	45
4.7 Recristalización	45
4.8 Pruebas Mecánicas	46
4.8.1 Microdureza Vickers	46
4.8.2 Pruebas Mecánicas de Laminación en Frío	46
4.8.3 Pruebas Mecánicas en la condición de recocido	47
Capítulo 5 Resultados y Discusión.	48
5.1 Fabricación del acero	48
5.2 Caracterización Microestructural y Mecánica del acero IF	55
5.3 Conclusiones	59
Referencias	
Bibliografía	

CAPITULO 1

DESARROLLO TECNOLÓGICO EN LA FABRICACIÓN DE ACEROS ULTRALIMPIOS

1.- REVISIÓN DE LA LITERATURA

1.1 ANTECEDENTES

La industria siderúrgica mundial ha ido improvisando la calidad del acero y así mismo ha disminuido sus costos de producción con el fin de competir en el mercado (y asegurar su posición) internacional. Por otro lado la mayoría de las industrias siderúrgicas están introduciendo nuevos productos o mejorando los que tienen en producción con el propósito de cumplir con las normas establecidas y así mismo la de los consumidores. Este desarrollo, mejoramiento y comercialización de los aceros se ha debido principalmente a la aplicación de métodos modernos de producción. Lo anterior trae como consecuencia que la industria siderúrgica nacional sea objeto de transformaciones (nuevas alternativas tecnológicas) motivadas por el alto nivel de competencia tecnológica que se ha impuesto en el mercado mundial del acero y por otro lado debido a que los aceros al carbono comunes que ahora predominan en la oferta nacional están sumamente castigados por una estructura mundial de precios bajos, y a la baja. Su demanda en el mercado internacional es escasa y podría ser que en un futuro no muy lejano los consumidores nacionales optaran por los aceros de mayor contenido tecnológico disponibles en el extranjero. En la actualidad, industrias siderúrgicas están desarrollando experiencias en la práctica de fabricación (y caracterización microestructural) de aceros microaleados de baja aleación y alta resistencia (HSLA). Dichos aceros han llamado la atención de las industrias siderúrgicas debido a que combinan su alta resistencia a la tensión con su alta ductilidad y tenacidad y además presentan una muy buena soldabilidad. Los aceros HSLA tienen aplicaciones (entre otras) en aceros estructurales o de concreto reforzado, para la fabricación de barcos, recipientes a presión, plataformas petroleras y tuberías de hidrocarburos donde se suelda en gran escala y las estructuras terminadas se someten a muchos ciclos de fatiga y a la corrosión. Los aceros microaleados han atraído la atención de los grandes consumidores porque con una reducción en los costos, permiten combinar exitosamente la alta resistencia, la ductilidad, la tenacidad y la soldabilidad. En los aceros al carbono estas propiedades suelen estar en conflicto porque la primera sólo puede incrementarse en decremento de las otras, en especial de la última.

En las últimas tres décadas, los aceros microaleados HSLA se han establecido como materiales ideales para una gran variedad de aplicaciones estructurales. Desde el punto de vista de procesamiento y aplicación de los aceros microaleados HSLA, el contenido de impurezas no debe de ignorarse. Así por ejemplo, la reducción en el contenido de carbono se ha llevado a cabo con el fin de mejorar una gran variedad de propiedades las cuales van desde la soldabilidad de placas hasta la formabilidad de láminas. La reducción en el contenido de fósforo ha disminuido la frecuencia de fractura en la zona afectada por el calor de placas soldadas. La disminución en el contenido de azufre ha sido de beneficio en todos los aceros HSLA, excepto en productos especializados donde el azufre mejora la maquinabilidad. Probablemente el ejemplo más sorprendente en la reducción de impurezas, en el campo de los aceros microaleados, ha sido en los modernos aceros libres de elementos intersticiales (Aceros IF) los cuales están siendo usados en la industria automotriz, donde un excelente estampado en profundo es necesario.

Sin mencionar al carbono y al manganeso, el uso de microaleantes para mejorar la resistencia a la tensión y su tenacidad, no fue por accidente, sino que fue el resultado de una investigación sistemática. Se ha reportado que añadiendo de 200 a 400 ppm de niobio, fue una forma de usurpar en gran parte, el papel del carbono como endurecedor. Agregando de 150 a 200 ppm de titanio, se eliminó el efecto accidental de nitrógeno, debido a la gran afinidad a alta temperatura de esos dos elementos. Los elementos microaleantes (B, Nb, V, Ti) influyen en las propiedades de los aceros laminados en caliente principalmente vía un refinamiento de grano y un endurecimiento por precipitación en la ferrita. Así mismo, las propiedades de los aceros microaleados HSLA pueden manipularse ampliamente mediante los parámetros de proceso del laminado en caliente. La importancia de tales factores como son la temperatura de recalentamiento, la deformación acumulada a temperaturas abajo de 900°C y la temperatura final de laminación es el resultado del hecho de que durante la laminación, la habilidad de los granos de austenita a recrystalizar después de cada incremento de deformación está limitada por la presencia de los elementos microaleantes en solución sólida o como dispersiones. En la laminación controlada de placas, el uso del niobio (~ 200 ppm) para prevenir la recrystalización de la austenita, es un requisito. Pequeñas adiciones de titanio (~0.015%) son benéficas para asegurar un tamaño de grano relativamente fino durante el recalentamiento de las placas. El uso de vanadio como un endurecedor por precipitación durante la

laminación en caliente es una opción.

Un ejemplo del avance tecnológico se presenta en el desarrollo de aceros microaleados para forja automotriz, los cuales presentan una estructura ferrítica/perlítica tienen como primer propósito eliminar los costos de tratamiento térmico, ya que los aceros microaleados permiten forjar componentes con una alta resistencia a la tensión y tenacidad (dando como resultado bainita inferior y carburos autorevenidos) en la condición de forjado. Lo anterior elimina la necesidad de un tratamiento térmico de recalentamiento, templado y revenido de la pieza ingenieril forjada.

El interés en esta área ha incrementado dramáticamente durante los últimos años y, las industrias siderúrgicas están involucradas activamente en el desarrollo de composiciones y procedimientos de proceso para producir aceros microaleados grado comercial. Inicialmente, la principal propiedad a buscar fue la resistencia a la tensión. Sin embargo, este tipo de acero ha encontrado aplicaciones en la industria del transporte (i. e. brazos de suspensión).

Una nueva generación de aceros microaleados ha despertado gran interés en la industria automotriz porque estos aceros están siendo desarrollados para emplearse en la fabricación de piezas de forja con enormes ventajas económicas. Tradicionalmente los aceros para forjas han sido producidos en plantas de aceros especiales por el significativo contenido de aleación que requieren cromo, molibdeno y níquel, principalmente. Además los procesos de fabricación tradicionales incluyen tratamientos térmicos de temple y revenido que tienen un fuerte impacto en el costo final.

Con los aceros microaleados de diseño especial se ha logrado sustituir a los aceros aleados que tienen mayores costos de fabricación por el consumo de mayor cantidad de ferroaleaciones. Los procesos de temple y revenido también han sido eliminados porque con los aceros microaleados únicamente se requiere que haya un adecuado control termomecánico durante la forja y el enfriamiento.

1.2 ACEROS ULTRALIMPIOS

Los aceros microaleados libres de elementos intersticiales son lo más reciente en el desarrollo de aceros que requieren de una excelente formabilidad y estampado profundo ⁽¹⁾. Ha sido ampliamente reconocido que disminuyendo la cantidad de carbono y nitrógeno ^(2,3) de la solución sólida de la

ferrita, se contribuye marcadamente a mejorar la formabilidad en placas recocidas y laminadas en frío.

La siguiente tabla muestra el desarrollo de los Aceros Microaleados para Estampado⁽³⁾ o Profundo hasta 1985.

Tabla 1.1 Desarrollo Cronológico de los Aceros Microaleados para Estampado Profundo.

ETAPA	NECESIDAD	APLICACIÓN	INNOVACIÓN
Ciclo 1	Mejorar la propiedad de doblez y estiramiento	Placas ligeras y laminadas en caliente	Bajo contenido en C, S y control de la forma 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, endurecimiento por precipitación
Ciclo 3	Estampado en profundo	Estampado profundo de partes automotrices	Ultrabajo contenido de C, adiciones de Nb y Ti, bajo contenido de P

A principios de los setentas lo anterior se obtenía mediante la adición de niveles estequiométricos de Nb y Ti para estabilizar al C y N como carburos y nitruros, respectivamente. Sin embargo, debido a que el contenido total de elementos intersticiales era alto (300 ppm) en aceros comerciales, el uso de esta tecnología resultaba muy cara.

Con la adopción de la tecnología moderna de degasificación en vacío,^(4,5) 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.

Los aceros ultralimpios denominados de ahora en adelante aceros IF (Interstitial Free Steels) se han estabilizado con, Nb, Ti, y mediante una combinación adecuada de Nb + Ti.^(6,7)

En los aceros IF, cuando se estabilizan únicamente con titanio, éste se combina con el nitrógeno y el azufre antes que con el carbono. Cuando se añade titanio y niobio, la cantidad de titanio añadida debe de ser lo suficiente para reaccionar con el nitrógeno y el azufre, mientras que el carbono reacciona con el niobio.

1.3 CLASIFICACIÓN DE ACEROS IF.

Los aceros IF, laminados en frío fueron clasificados formalmente por su valor de Lankford (r)* y su valor total de elongación dentro de los grados CQ (calidad comercial), DQ (calidad de estampado), DDQ (calidad de estampado profundo) y EDDQ (calidad de estampado extraprofundo).

Recientemente un grado del tipo SEDDQ (calidad de super estampado extraprofundo), ha estado en demanda por la industria automotriz, debido a las exigencias de los consumidores. De tal manera que hoy en día, se requieren láminas con valores de $r=2.0$ y valores de elongación superiores al 50%. Con el propósito de poder obtener estas propiedades mecánicas, los aceros libres de elementos intersticiales, los cuales deberán enrollarse a altas temperaturas, superiores a los 700 °C, al momento del laminado en caliente y deberán recocerse a temperaturas superiores a los 800 °C después del laminado en frío. Para este propósito, los procesos de recocido continuo, son muy ventajosos, debido a que están libres del problema de adherencia térmica al momento del recocido.

Por otro lado, muchos grados de aceros de alta resistencia HSS, fueron desarrollados en el pasado. Estos aceros son del tipo SAFC-E, SAFC-R, SAFC-D y SANC, los cuales presentaron valores de Lankford entre 1 y 2 y una relación de Y.S/T.S entre 0.4 y 0.8. Así por ejemplo, como aceros HSS laminados en frío, tenemos a los aceros refosforados SAFC-R y BH (endurecidos por cocimiento). Los aceros SAFC-RB son utilizados principalmente para paneles, aceros bainíticos y bifásicos, siendo los aceros SAFC-D utilizados para refuerzos.

*El valor de Lankford. La deformación en tensión en un material ocurre con una reducción en espesor y/o ancho. La proporción de la deformación plástica, definida por la siguiente ecuación, es conocido como el valor (r) o el valor de Lankford.

$$r = \frac{\ln(w/w_0)}{\ln(t_0/t)}$$

donde, t_0 y w_0 son los valores iniciales de espesor y de ancho respectivamente. Después de la deformación son denotados por t y w . En las pruebas actuales t_0 y t no son medidos con facilidad y precisión. Por lo cual se utiliza la siguiente ecuación $r = \ln(w/w_0)/\ln(w_0/t_0/w)$ considerando $t_0 w_0 t_0 = t w t_0$ con lo cual el volumen es constante. Para denotar la deformación plástica, el valor D es definido por la siguiente ecuación:

$$D = \frac{(2r - 2)}{(r + 1)}$$

Para obtener un valor más exacto del valor de Lankford se utiliza la siguiente ecuación la cual es un promedio, $r' = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$, siendo r' , el valor promedio, r_0 la medición realizada a 0°, r_{45} la medición realizada a 45° y r_{90} la medición realizada a 90°.

Los aceros IF-HSSS, SAFC-E son aceros libres de elementos intersticiales endurecidos por la adición de P y Mn, en donde el procesamiento de fabricación de estos aceros es similar a los IF Y ULBC (aceros bainíticos de ultra bajo carbono).

Recientemente, los aceros al IF estabilizados con Ti, han sido desarrollados y ampliamente utilizados en la industria automotriz debido a su buena deformabilidad en frío y su alta resistencia a la tensión (bake-hardenable steel-BH), generalmente un acero BH tiene una pequeña cantidad de carbono y nitrógeno (décimas de ppm) y es controlado para retener pocas ppm de C en estado soluble por medio de una cantidad de Ti y por recocido a una temperatura conveniente.

1.4 TRANSFORMACIONES DE VARIOS PRODUCTOS EN BAJO Y ULTRABAJO CARBONO EN ACEROS

En el caso de aleaciones de aceros al bajo carbono, el principal componente de la microestructura es la fase ferrítica. Esta fase ferrítica exhibe varias morfologías dependiendo del contenido de carbono y velocidad de enfriamiento (i.e., transformación de la temperatura). Varias morfologías de la fase ferrítica pueden surgir de los cambios en la transformación de la velocidad del control de los mecanismos o por la transformación de él mismo mecanismo.

Para la formación de la ferrita a la austenita, la conducta crítica depende de la solubilidad del carbono en la ferrita en el equilibrio metaestable con C-separado (enriquecido). Una ilustración esquemática del diagrama de la fase Fe-C se muestra en Fig. 1.1 La solubilidad del carbono en la fase ferrítica en la temperatura aproximada de 1000 K~ 800 K está alrededor de 0.02%~ 0.03%. En el caso usual del acero al bajo carbono ~ 0.2% C, la ferrita proeutectoide se formará preferencialmente a lo largo de los límites de grano de la austenita. Esta ferrita es llamada poligona, equiaxial o frontera de grano alotomorfo. En este caso, el carbono juega a un papel importante en la transformación entera del proceso, el mecanismo de la formación de la fase ferrítica y también la local partición entre el fenómeno y, subsecuentemente la conducta de la precipitación de la cementita. La velocidad de crecimiento se controla por el rango de difusión del soluto (principalmente carbono) en distribución local del equilibrio con la ascendente fase de la austenita. Esta es la anotación representativa de la morfología de la ferrita en aceros al bajo carbono, aunque no se ha encontrado el mecanismo de la formación.

En el caso del acero al ultrabajo carbono (menos $\sim 0.02\%$ C) tal composición se presenta en C_1 en Fig. 1.1, la austenita puede transformarse directamente a una fase α por debajo de 1000 K (solamente en la región de la fase α) sin la separación de carbono. La apariencia de esta transformación específica las características del acero al ultrabajo carbono. Incluso en el acero al ultrabajo carbono, cuando la austenita es transformada en la región $(\alpha + \gamma)$ a estas temperaturas más altas, la formación de ferrita es controlada por difusión del carbono enriquece a la austenita de la misma manera en estos aceros al bajo carbono la composición es tal como C_2 en Fig. 1.1. También, la bainita y la martensita se producen por un extremo por solidificación rápida o por la adición de aleaciones de elementos igual en el acero al ultrabajo carbono.

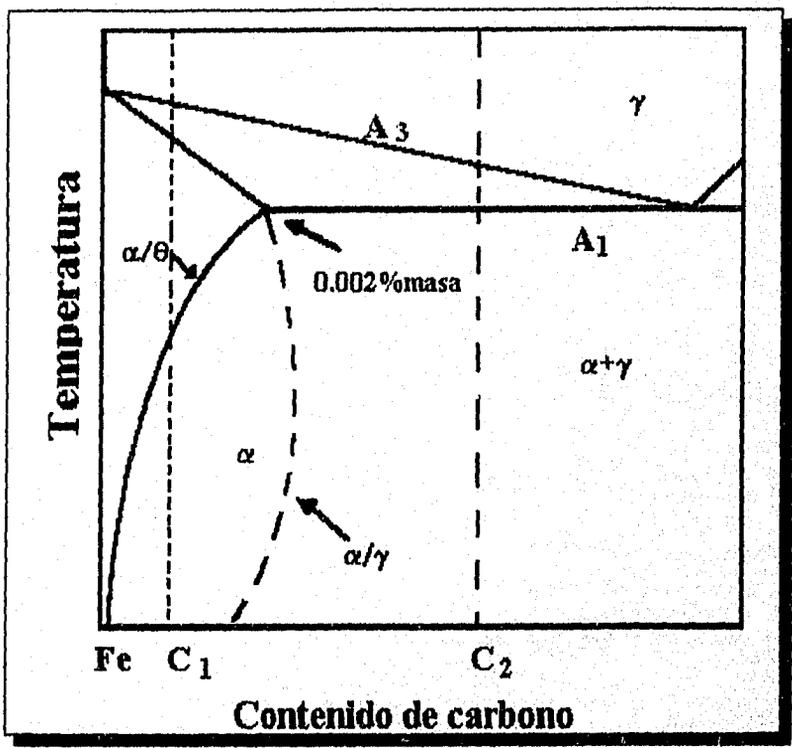


Figura 1.1 Fracción de Diagrama Hierro - Carbono

1.5 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE ACEROS IF

Los aceros libres de elementos intersticiales, se caracterizan por tener una excelente deformabilidad en frío y una resistencia a envejecerse, por lo que son utilizados como grados de aceros para láminas con moderada o alta resistencia. La composición química deberá ajustarse para satisfacer los diferentes requisitos que demandan las láminas de aceros. Los parámetros más importantes, que tienen influencia sobre las propiedades mecánicas son:

- i) La transformación γ/α ,
- ii) El estado de precipitación, recristalización y las características de difusión entre el sustrato y el recubrimiento.

Las propiedades que se buscan incluyen la resistencia, calidad superficial, adherencia y abrasión en el caso de superficies recubiertas y resistencia al ampollamiento durante el esmaltado. El primer acero ferrítico sin elementos intersticiales disueltos (C y N), fue formulado y fabricado en 1970. Este material fue designado IF, y se caracterizó por tener excelentes propiedades mecánicas para la laminación en frío. Comparado con los grados de aceros convencionales, este acero ofrece una óptima deformabilidad en frío, un excelente endurecimiento por deformado y una completa resistencia al envejecimiento.

Sin embargo, el proceso metalúrgico de fabricación involucró también ciertos requisitos, como por ejemplo, facilidades de vacío y el uso de adiciones de elementos de aleación caros.

El dinamismo en el continuo desarrollo industrial y técnico sobre el uso de los aceros IF, es un ejemplo típico del proceso de innovación en el área metalúrgica, lo cual demuestra que industrias como la acerera, no ha llegado al final del camino, sino que se encuentra en evolución.

Desde el punto de vista industrial este desarrollo ha sido determinado por un número de factores, los cuales son:

- i) El incremento de severos requisitos con respecto a las propiedades del material de las láminas de acero.
- ii) El mejoramiento de los equipos de refinación secundaria del acero y la capacidad de la fabricación del acero.
- iii) La introducción y el amplio desarrollo de técnicas de fabricación y recubrimiento para aceros.
- iv) Un conocimiento más profundo y el uso más efectivo de los procesos que ocurren en el acero, a través de la investigación física y metalúrgica.

Bajo el impetu de esos factores y un trabajo intensivo de investigación, guío a la introducción de los aceros IF en los 80's, utilizando diferentes técnicas para la producción de láminas. Las 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 la cual iba a usarse.

Este diseño de producto orientado hizo posible una importante contribución al uso en gran volumen de los aceros IF en todo el mundo, aceptando ampliamente el uso de los aceros IF+ Ti+Nb, IF+Nb, IF+Ti estequiométrico y IF+Nb+Mn a partir de 1989 a la fecha ⁽⁸⁾.

De acuerdo con la literatura especializada, la composición química de los aceros libres de elementos intersticiales ⁽⁹⁾ y los aceros bainíticos de ultrabajo carbono que se han desarrollado y se continúan estudiando tanto en centros de investigación como en la industria, se presentan las siguientes composiciones químicas en por ciento en peso:

Tabla 1.2 Composiciones químicas de los aceros IF reportados en la literatura en por ciento en peso⁽²⁾.

C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	B	Ni
0.004	0.19- 0.26		0.004- 0.005	0.003- 0.006	0.022- 0.047	0.049- 0.012	0.005- 0.049	0.003	0.006
0.007- 0.008	0.13- 0.16		0.006- 0.007	0.008- 0.010		0.034- 0.12	0.014- 0.031		0.006- 0.007
0.0021	0.14	0.02	0.004	0.0026	0.04 sol.	0.09	0.01		0.0019
0.004- 0.0042	0.15-0.16	0.008- 0.010	0.007	0.01- 0.013	0.043sol.	0.068- 0.078	0.003- 0.004		0.0017- 0.0022
0.0021- 0.0033	0.14-0.24	0.002- 0.026	0.009- 0.098	0.008	0.011- 0.045	0.024- 0.054	0.01- 0.041		0.0031- 0.0039
0.002	0.16	0.068	0.002	0.002	0.005sol.	0.054	0.025		0.0024
0.003- 0.0037	0.014-1.2	0.02- 0.03	0.013- 0.052	0.005- 0.007	0.027- 0.039 sol.	0.07- 0.08	0.05- 0.06	0.0007	0.0027- 0.0028
0.0005- 0.001	0.05-0.06	0.001- 1.52	0.001	0.001	0.019- 0.045sol.	0.071- 0.78			0.0027- 0.0061
0.003- 0.006	0.008- 0.017		0.007- 0.076		0.028- 0.041	0.033- 0.089	0.021- 0.028	0.0008	0.002- 0.004
0.0019	0.13	0.01	0.14		0.41	0.46	0.001	0.001	0.026
0.0016- 0.0027	0.14-0.17	0.004- 0.005	0.01- 0.0122	0.006- 0.01	0.032- 0.038	0.019- 0.064	0.014		0.0032- 0.0037
0.004	0.016		0.011	0.01	0.049		0.034		0.003
0.0018	0.016	0.001	0.004	0.0046	0.02	0.041			0.037
0.0024- 0.0038	0.05-1.52		0.005- 0.07	0.007	0.021- 0.044	0.038- 0.046			0.0015- 0.0030
0.003- 0.0037	0.14-1.2	0.02- 0.03	0.013- 0.052	0.005- 0.007	0.027- 0.039	0.07- 0.08	0.05- 0.06	0.0007	0.0027- 0.0028
0.0014	0.013		0.008	0.003		0.05		0.03	0.0015
0.0025	0.005	0.005	0.001	0.0004	0.045	0.045			0.0015
0.005	0.15-0.25	0.003	0.015	0.015	0.02- 0.05	0.10- 0.12	0.02- 0.01		0.0015- 0.005
0.003	0.9	0.3	0.08		0.06		0.03	0.003	0.003
0.0027	0.18		0.005	0.016	0.03	0.01			0.004

A partir del análisis de las composiciones químicas de los aceros ultralimpios reportados en la literatura y resumidos en la Tabla 1.2, se puede observar que las composiciones químicas de estos aceros puede ser del tipo:

Tabla 1.3: Aceros ultralimpios + Ti, los cuales presentan una composición promedio (en por ciento en peso)⁽⁹⁾.

ELEMENTO	% en peso mínimo	% en peso máximo
C	0.0005	0.0027
Mn	0.05	0.18
Si	0.001	0.006
P	0.001	0.004
S	0.0001	0.007
Al	0.019	0.048
Ti	0.003	0.01
N	0.0015	0.0061

Tabla 1.4: Aceros ultralimpios + Nb-Ti, los cuales presentan una composición promedio (en por ciento en peso)⁽⁹⁾.

ELEMENTO	% en peso mínimo	% en peso máximo
C	0.004	0.008
Mn	0.13	0.26
Si	0.008	0.068
P	0.001	0.004
S	0.0001	0.007
Al	0.019	0.06
Ti	0.004	0.012
Nb	0.014	0.005
N	0.0017	0.0061

A estos dos grupos de aceros ultralimpios (Ti y Nb-Ti), se le hacen algunas veces adiciones de boro, que van de los 3 a los 7 ppm.

El estudio de los aceros ultralimpios tanto en centros de investigación como en la industria, se ha llevado a cabo con el propósito de elucidar:

- i) Los principios y aspectos metalúrgicos para la fabricación de aceros ultralimpios.
- ii) El comportamiento de nitruros, carburos, carbonitruros y sulfuros, durante la solidificación de los aceros ultralimpios, así como su transformación durante subsecuentes tratamientos termomecánicos.
- iii) Los efectos de la laminación en caliente, y
- iv) Su respuesta al estampado extraprofundo.

Los efectos de la composición química van enfocados en un principio a la reducción del contenido de carbono de una manera significativa con el propósito de mejorar las propiedades mecánicas, tal como el valor de Lankford de los aceros calmados.

Las adiciones de titanio, se llevan a cabo con el propósito de fijar elementos intersticiales tales como carbono y nitrógeno, lo cual mejora dramáticamente el valor de Lankford (r)⁽¹⁰⁾.

La cantidad crítica de titanio, necesario para obtener un excelente valor de (r) (2 a 3), puede expresarse de acuerdo con las siguientes ecuaciones, las cuales determinan las cantidades de titanio efectivo (Ti^*), de titanio en solución $[Ti]$, de titanio como precipitados TiC . Debido a que se asume que la mayoría del azufre⁽¹¹⁾, nitrógeno y carbono son estabilizados como compuestos de titanio, tenemos:

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

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

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

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

De acuerdo con H. Takechi⁽¹²⁾ ha reportado que los aceros libres de elementos intersticiales (IF) presentan un máximo de 53 % de elongación, cuando la cantidad de titanio es alrededor de 0.01,



este por ciento de elongación se deteriora a medida que la cantidad de titanio incrementa. Sin embargo, la velocidad de deterioro del valor de elongación es menos acentuada para el caso de aceros IF con niobio. En el caso de los aceros IF con Nb+Ti (i.e. 0.01%Nb+0.005%Ti), presentan excelentes valores de ductilidad y de la constante de Lankford.

En los aceros al Nb-Ti, el carbono, como NbC incrementa, pero el carbono como TiC disminuye, a medida que incrementa el contenido de Nb. La adición mínima de Nb necesaria para fijar al carbono en los aceros laminados en caliente, hace que el tamaño de grano, en el producto final llegue a un máximo, dando el mejor balance entre los valores de elongación y (r). Las temperaturas de recristalización de los aceros IF con Nb y Nb+Ti son de 30 a 40 °C más altas que los aceros IF con Ti.

En el caso de los aceros IF+Nb-Ti, el nitrógeno se fija con el titanio, necesitando alrededor de 0.006%Ti para fijar 150 ppm de N. El aluminio o el niobio es también útil para fijar al nitrógeno. Sin embargo, el TiN tiende a precipitar a temperaturas más elevadas que las del AlN o el NbN, con una pequeña densidad de precipitados, lo cual es favorable para prevenir el deterioro en la elongación. Por lo que las adiciones de titanio son preferibles para la fijación del nitrógeno desde el punto de vista de retener la ductilidad del producto final.

El NbC precipita en las hojas laminadas en caliente, lo cual es muy útil para controlar el tamaño de grano en las hojas laminadas en caliente y cambiar las texturas laminadas en frío, formando texturas favorables de recristalización para los valores de (r) de los productos finales. Sin embargo, cuando las cantidades de los precipitados de NbC son muy grandes en las hojas laminadas en caliente, el tamaño de grano durante el recocido, tiende a ser más fino y el valor de la ductilidad se deteriora. La cantidad necesaria de Nb es de alrededor de 0.007% con el propósito de controlar la textura y 10 ppm para fijar al carbono, como NbC.

El resto del carbono es de alrededor de 10 ppm, el cual será fijado por el Ti, donde alrededor de 0.004% de Ti es necesario para tal propósito. De acuerdo con la cantidad mínima de titanio del 0.010%, 0.006% del Ti se consume durante la fijación del nitrógeno y 0.004% es utilizado para fijar al carbono en el caso de la adición simultánea de Nb-Ti.

Los aceros al Ti se han desarrollado y utilizado ampliamente como una lámina de acero endurecido por hornado (BH), debido a su buena formabilidad y alta resistencia. Generalmente un

acero BH, contiene una pequeña cantidad de carbono y nitrógeno, y es controlada con el propósito de retener unas cuantas ppm de carbono en solución mediante la adición de una pequeña cantidad de Ti y recociendo a una conveniente temperatura. Sin embargo, el control de la precipitación no es fácil, debido a que los aceros BH tienen pequeñas cantidades de C, N y Ti y sus precipitados son grandemente afectados por los tratamientos térmicos.

En los aceros al Ti, algunos sulfuros tales como MnS, TiS y $Ti_4C_3S_2$, precipitan en conjunto con el TiC y el TiN, especialmente el carbosulfuro de titanio ($Ti_4C_2S_2$), el cual precipita durante el recalentamiento de los planchones, juega un papel importante en el control de los átomos de soluto de carbono.

La estructura cristalina del $Ti_4C_2S_2$ fue estudiada primero por Kudielka ⁽¹³⁾ y Lui ⁽¹⁴⁾, identificaron un sulfuro precipitando en aceros microaleados con titanio como $Ti_4C_2S_2$ y no Ti_2S .

En base a estos estudios, se sabe que en los aceros al Ti, existen varios tipos de precipitados tales como el TiN, TiS, $Ti_4C_3S_2$ y el TiC, los cuales afectan significativamente a las propiedades mecánicas ⁽¹⁵⁾.

Con respecto al comportamiento de la formación de esos precipitados, muchas investigaciones ⁽¹⁶⁾ se han llevado a cabo y los productos ⁽¹⁷⁾ de solubilidad han sido casi identificados. En contraste con esos precipitados, el número de estudios sobre el comportamiento de precipitación de los sulfuros y su influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros al Ti es limitado.

Los aceros libres de elementos intersticiales, conocidos como IF, son generalmente aceros en donde el carbón restante así como el nitrógeno en solución ha sido removido en la forma de precipitados, mediante la adición de Ti y/o Nb, con el propósito de obtener una alta estampabilidad y propiedades de no-envejecimiento en láminas. Los contenidos atómicos de Nb y Ti son básicamente mayores a los de C y N debido a que el carbonitruro es usualmente un compuesto 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 las propiedades de las láminas de los aceros IF.

Por ejemplo, se ha reportado que las condiciones de los precipitados y carbono en solución en bandas, cambian durante el recalentamiento del planchón ⁽¹⁸⁾, el laminado en caliente ⁽¹⁹⁾ y temperaturas de enrollado, también modifica el tamaño de grano o la textura ⁽²⁰⁾.

acero BH, contiene una pequeña cantidad de carbono y nitrógeno, y es controlada con el propósito de retener unas cuantas ppm de carbono en solución mediante la adición de una pequeña cantidad de Ti y recociendo a una conveniente temperatura. Sin embargo, el control de la precipitación no es fácil, debido a que los aceros BH tienen pequeñas cantidades de C, N y Ti y sus precipitados son grandemente afectados por los tratamientos térmicos.

En los aceros al Ti, algunos sulfuros tales como MnS, TiS y $Ti_4C_2S_2$, precipitan en conjunto con el TiC y el TiN, especialmente el carbosulfuro de titanio ($Ti_4C_2S_2$), el cual precipita durante el recalentamiento de los planchones, juega un papel importante en el control de los átomos de soluto de carbono.

La estructura cristalina del $Ti_4C_2S_2$ fue estudiada primero por Kudielka ⁽¹³⁾ y Lui ⁽¹⁴⁾, identificaron un sulfuro precipitando en aceros microaleados con titanio como $Ti_4C_2S_2$ y no Ti_2S .

En base a estos estudios, se sabe que en los aceros al Ti, existen varios tipos de precipitados tales como el TiN, TiS, $Ti_4C_2S_2$ y el TiC, los cuales afectan significativamente a las propiedades mecánicas ⁽¹⁵⁾.

Con respecto al comportamiento de la formación de esos precipitados, muchas investigaciones ⁽¹⁶⁾ se han llevado a cabo y los productos ⁽¹⁷⁾ de solubilidad han sido casi identificados. En contraste con esos precipitados, el número de estudios sobre el comportamiento de precipitación de los sulfuros y su influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros al Ti es limitado.

Los aceros libres de elementos intersticiales, conocidos como IF, son generalmente aceros en donde el carbón restante así como el nitrógeno en solución ha sido removido en la forma de precipitados, mediante la adición de Ti y/o Nb, con el propósito de obtener una alta estampabilidad y propiedades de no-envejecimiento en láminas. Los contenidos atómicos de Nb y Ti son básicamente mayores a los de C y N debido a que el carbonitruro es usualmente un compuesto 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 las propiedades de las láminas de los aceros IF.

Por ejemplo, se ha reportado que las condiciones de los precipitados y carbono en solución en bandas, cambian durante el recalentamiento del planchón ⁽¹⁸⁾, el laminado en caliente ⁽¹⁹⁾ y temperaturas de enrollado, también modifica el tamaño de grano o la textura ⁽²⁰⁾.

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 mediante el valor de (r) . El límite de fluencia esta influenciado por la ausencia de átomos intersticiales disueltos y también por los siguientes parámetros:

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

CAPITULO 2

CAPITULO 2

2.- FABRICACIÓN DEL ACERO

La ruta para la fabricación de acero IF adoptada en muchas industrias siderúrgicas japonesas, a grandes rasgos involucra la obtención de arrabio en altos hornos, la refinación primaria por medio de un convertidor, seguido por un desgasado al vacío (descarburización, desoxidación, recalentamiento, aleantes) y finalmente una colada continua del acero ⁽¹⁹⁾. El proceso de fabricación del acero IF para nuestro estudio se muestra en la Figura 2.1.

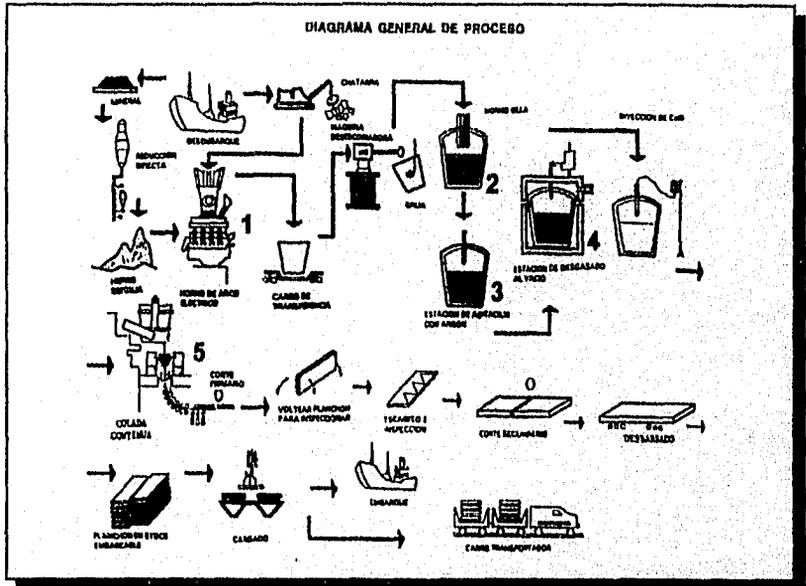


Figura 2.1 Diagrama de proceso. (1-5 secuencia de fabricación del acero estudiado)

Los primeros equipos utilizados para el refinamiento de los aceros IF son : el BOF, en el cual durante todo el proceso se inyecta oxígeno desde la parte superior, a través de una lanza enfriada por agua; el proceso Q-BOP, donde el oxígeno es alimentado por la parte inferior, a través de toberas; y el proceso intermedio (híbrido de los dos anteriores), llamado K-BOP ⁽²⁰⁾, en el cual se realiza la

alimentación del gas por la parte superior y la inferior. Este proceso difiere de los otros dos en el tipo de gas inyectado por el fondo.

Hoy día, una parte de la producción total de aceros se realiza por la ruta: E.A.F.- H.O. - D.V.- C.C., en el cual se tiene una reducción en el costo del proceso de fabricación. La mayoría de los aceros especiales son fundidos en un horno de arco eléctrico, ya que en este equipo es fácil obtener aceros con porcentajes de fósforo y azufre muy bajos (como se sabe, estas impurezas reducen sensiblemente la calidad de la aleación). El desgasado en vacío es particularmente adecuado para la producción de aceros inoxidable especiales que requieren de bajos contenidos de carbono, nitrógeno e hidrógeno.

2.1.- HORNO DE ARCO ELECTRICO.

Los aceros que han de contener un porcentaje particularmente elevado de diversos metales de aleación se elaboran exclusivamente en el horno de arco eléctrico (EAF). Algunos aceros ordinarios al carbono y de baja aleación también se producen con este procedimiento. En dicho horno, el acero se funde por el calor de un arco. Este horno no necesita ni combustible ni aire y, en consecuencia, es posible controlar la cantidad de oxígeno que entra en él. Así, el contenido de oxígeno del acero se mantiene al mínimo. Además pueden agregarse costosos elementos de aleación sin mucha pérdida por oxidación, o combinación con el oxígeno.

El horno eléctrico común es un recipiente de acero semejante a una enorme tetera totalmente revestida con ladrillos refractarios. Su capacidad oscila entre 5 y 300 toneladas. Tres electrodos de carbón pasan a través de la parte superior en forma de cúpula, hasta el horno, llevando la corriente a la carga de acero. Cada electrodo se alza o se baja independientemente de los demás. En general, cuanto más cerca de la carga están los electrodos, tanto mayor será el calor que producen. A un costado del horno hay una puerta de carga. El horno puede inclinarse para verter el acero fundido y la escoria a través de este pico.

Los hornos eléctricos tienen características de instalación más sencilla y menos costosas que la de cualquier horno de los utilizados para fabricar acero.

En los hornos eléctricos es fácil obtener aceros con porcentajes de fósforo y azufre muy bajos. Como esas impurezas, cuando están presentes en los aceros, rebajan sensiblemente su calidad, se comprende que para la fabricación de aceros para laminación, es necesario tener un número muy pequeño de defectos por esto en la actualidad, un acero de calidad es el es producido en horno de arco eléctrico.

Los hornos eléctricos son cargados con chatarra limpia, acero y escoria, piedra caliza y posiblemente antracita o electrodos rotos como una fuente de carbono. El níquel y molibdeno, cuando son requeridos, son agregados con la chatarra.

En estos hornos, después de eliminar la primera escoria oxidante, es posible conseguir un ambiente reductor con escoria básica que elimine una sobreoxidación del baño, esto permite obtener aceros muy limpios y con pocas inclusiones.

La inyección de oxígeno en el baño fundido, acelera la oxidación de las impurezas, principalmente la eliminación del carbono y reduce el periodo oxidante. La figura 2.2 muestra la configuración básica de un horno de arco eléctrico.

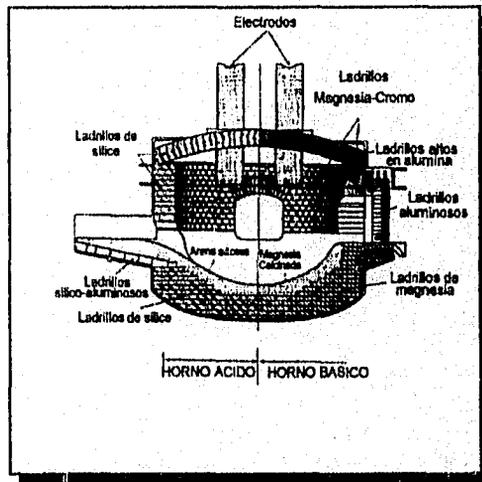


Figura 2.2 Esquema de Horno de Arco Eléctrico

2.2.- REMOCIÓN DE CARBONO.

La remoción de carbono durante la fabricación del acero, ocurre mediante la reacción del oxígeno insuflado, con el carbono disuelto en el acero líquido, para producir monóxido de carbono y dióxido de carbono, de acuerdo con la siguiente reacción:



En donde la velocidad de descarburización esta determinada por la velocidad de oxígeno alimentado.

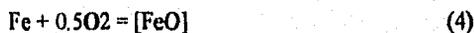
Para velocidades normales de alimentación de oxígeno, después de que el silicio ha sido removido, la velocidad de descarburización, disminuye linealmente, con el tiempo de insuflado hasta alcanzar aproximadamente 0.3% de carbono, cuando la velocidad de decarburización está controlada por la transferencia de masa del carbono desde el acero líquido a la interfase de reacción.

Fruehan ⁽²²⁾ presentó que la velocidad de decarburización es de la siguiente forma, cuando la transferencia de masa es la velocidad que controla:

$$\log (\%C)_t / (\%C)_0 = -k (t - t_0) \quad (3)$$

en un tiempo t ; y $\%C_0$ es el contenido de carbono al inicio, cuando la transferencia de masa fue la velocidad que controló.

Aunado a la decarburización, durante todo el proceso, se produce óxido de hierro en mayor o menor 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, monóxido de carbono, predomina, a medida que el transporte de carbono a la interfase de reacción, no es la velocidad limitante. Posterior a los inicios del insuflado con oxígeno, la velocidad de transporte de carbono a la interfase, se convierte en la velocidad limitante, y bajo estas condiciones, la reacción que se lleva a cabo es la siguiente:



formandose cantidades significantes de FeO dentro de la escoria.

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

La habilidad de la refinación primaria para remover carbono al final del insuflado, depende de la intensidad de la agitación. Por ejemplo, el proceso BOF, no tiene una agitación por el fondo, pudiendo producir aceros con contenidos de carbono de 0.03%, al final del ciclo de insuflado, quemando por otro lado, cantidades substanciales de hierro, produciendo escorias relativamente altas en óxidos de hierro.

El proceso Q-BOP, por otro lado, el cual presenta una intensa agitación por el fondo, es capaz de producir aceros con contenidos de carbono tan bajos como 0.01%, al final de su ciclo de insuflado, con contenidos relativamente bajos de óxido de hierro en la escoria.

El control del contenido de carbono es importante, ya que de cierta manera controla el tiempo requerido durante el degasado, para alcanzar el contenido final de carbono deseado. En general, a más bajos contenidos de carbono en el acero antes de entrar al proceso de degasado, más corto será el tiempo requerido en el ciclo de degasado 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 óxido de hierro en la escoria. Los procesos en los cuales combinan en insuflado de oxígeno con gas inerte, han alcanzado bajos contenidos de carbono, evitando a la vez la oxidación del acero líquido.

2.3.- CONTENIDO DE NITRÓGENO.

Los niveles de nitrógeno durante la refinación primaria están controlados por la evolución del gas, monóxido de carbono, el cual es el producto primario de descarburización, durante casi todo el tiempo de insuflado de oxígeno. La agitación vigorosa debido a la evolución de monóxido de carbono, sirve para remover la mayor cantidad de nitrógeno en solución del acero líquido. Cuando el proceso de descarburización está casi por terminar, el aire puede introducirse a la vasija de refinación primaria y puede ocurrir una renitrogenación⁽²³⁾.

2.4.- DESGASADO AL VACÍO

El desgasado de vacío fue el primer proceso de fundición posterior utilizado en la fabricación de acero de tonelaje. Los desgasadores fueron introducidos inicialmente para el control del hidrógeno, sin embargo pronto se dieron cuenta que se le podría dar otras aplicaciones, como por ejemplo la fabricación de aceros más limpios. Existen tres grupos principales de desgasadores :

- * Desgasador de chorro.
- * Desgasador de recirculación (RH y DH)
- * Desgasador de tanque

El desgasado al vacío de los aceros es necesario para alcanzar los muy bajos contenidos de carbono requeridos en los aceros IF, i.e $\ll 0.005\%C$. El tipo más común de desgasador utilizado en Japón y América del Norte es el RH (Ruhrstahl-Heraeus) mostrado en la Figura 2.3 , en el cual dos tubos refractarios o boquillas son sumergidas dentro del acero líquido en la olla, aplicando vacío a la cámara, arriba de las boquillas, inyectando argón al acero líquido a través de un cierto número de puntos de inyección localizados en una de las boquillas. El gas de argón, reduce localmente la densidad del acero y causa un movimiento hacia arriba del acero, el cual subsecuentemente re-entra a la olla a través de la otra boquilla. De esta manera, se establece un flujo circulatorio del acero. Ejemplos de este tipo de desgasador son el RH en Armeo's Middletown Works y el VCP en LTV's Indiana Harbor Works ⁽²⁴⁾.

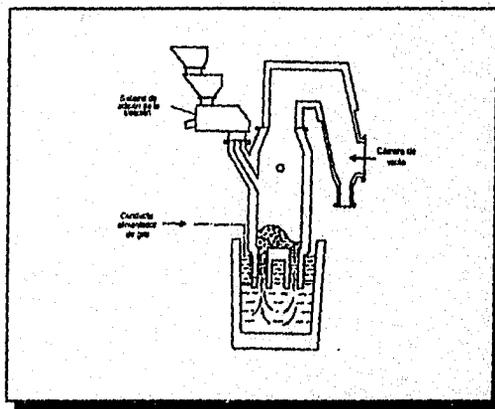


Figura 2.3 Esquema de un desgasador del tipo RH.

De manera indistinta al desgasador utilizado, la descarburización ocurre via la siguiente reacción:



donde puede observarse que mediante la reducción de la presión parcial de monóxido de carbono a través de la evacuación, la ecuación (5) es forzada hacia la derecha, promoviendo⁽²⁵⁾ la descarburización.

El proceso de descarburización continúa hasta que se obtiene el contenido de carbono deseado y posteriormente añadiendo desoxidantes al acero. En este momento se fija el contenido de carbono. En la práctica, el contenido de carbono puede calcularse a través de modelos matemáticos del desgasador, o en algunos casos, por medio de mediciones de la actividad de carbono del metal líquido.

El ciclo de desgasado depende del contenido de carbono inicial en el acero líquido al inicio del proceso y también de la velocidad de desgasado del desgasador. Kondo ⁽²⁶⁾, ha presentado que para un desgasador tipo RH, la velocidad de descarburización incrementa con el aumento de la velocidad de circulación y con el incremento de la velocidad de flujo de gas argón.

La habilidad para incrementar la velocidad de flujo del gas argón está limitada por la cantidad de salpicaduras que pueden ocurrir dentro del desgasador, a mayores salpicaduras, se tiene mayor acero acumulado dentro del desgasador, lo cual puede producir problemas adicionales.

La velocidad de circulación del metal será limitada por el diámetro interno de la buza. Diámetros más grandes de boquillas, 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.

Por ejemplo, Kawasaki en su Chiba/Q-BOP reporta que mediante la optimización de la velocidad de recirculación y la velocidad de flujo de gas argón, una descarburización menor a las 20 ppm será alcanzada entre los 10 a 15 minutos de desgasado, iniciando con un contenido de carbono entre las 100 a 200 ppm. El tiempo total de tratamiento en el desgasador es de aproximadamente 25 minutos, comparado con un tiempo total de 40 minutos antes de optimizar el proceso. Como

resultado de esta optimización, se alcanzó una secuencia de hasta 30 coladas consecutivas de acero IF.

En general, la velocidad de descarburización sigue la siguiente ley exponencial:

$$C_t = C_0 \cdot \exp[-K^* t] \quad (6)$$

donde C_t y C_0 son los contenidos de carbono al tiempo $t=t$ y $t=0$, respectivamente, y K^* es el coeficiente aparente de descarburización.

Después de que el acero es tratado con aluminio, la reacción de descarburización se detiene y la contaminación posterior de carbón, puede medirse de acuerdo a la reacción con los refractarios que contienen carbono y por el que contienen las adiciones hechas al mismo acero.

Una reciente modificación que se ha llevado a cabo, en los desgasadores del tipo recirculación, ha sido la introducción de insuflado de oxígeno al desgasador, durante la descarburización, con el propósito de promover una descarburización más rápida.

El oxígeno es inyectado dentro del acero líquido a través de las boquillas anulares de gas de protección. El gas protector es usualmente argón o nitrógeno. Este tipo de desgasador es conocido como un RH-OB o VCP-O, uno de los cuales ha sido instalado en Inland RH-OB desgasador⁽²⁷⁾. El modelado matemático llevado a cabo en Hoogovens Work⁽²⁸⁾, demostró que el tiempo de descarburización en el proceso RH-OB es 30% más rápido el del desgasador RH. El gas protector utilizado para proteger las boquillas de oxígeno provee una agitación adicional en el desgasador y ayuda a alcanzar velocidades más rápidas de descarburización. Cuando la capacidad de insuflado de oxígeno no se utiliza en el desgasador RH-OB, gas argón se inyecta en las toberas de oxígeno.

Como se mencionó anteriormente, una vez que la descarburización es completada, el acero es desoxidado y se llevan a cabo las adiciones necesarias. Por ejemplo, el titanio y el niobio necesario para estabilizar el carbono y nitrógeno restante, es añadido en este momento.

Por otro lado, el desgasado al vacío, no es una herramienta efectiva para remover al nitrógeno del acero líquido ya que la velocidad de remoción de nitrógeno es normalmente controlada por una reacción química lenta sobre la superficie líquida del acero⁽²⁹⁾. En general, se esperará una remoción de nitrógeno de un 30%. Sin embargo, si el contenido de nitrógeno en el acero líquido, entrando al

desgasador, es particularmente bajo, no ocurrirá ninguna remoción de nitrógeno y algunas veces ocurrirá un incremento de nitrógeno, debido a fugas en el sistema.

2.5.- ADICIÓN DE FERROALEACIONES.

La prevención de la contaminación del acero durante la colada continua del mismo es el mayor problema al que se enfrentan los fabricantes de este tipo de acero. Es fácil causar un incremento en el contenido total del oxígeno y nitrógeno y menor incremento en el contenido de carbono durante el proceso de colada, si no se tiene un extremo cuidado. No existen mayores problemas de solidificación asociados con la colada de aceros IF, tanto y como exista un adecuado sobrecalentamiento, ya que estos aceros no son susceptibles a problemas de agrietamiento. Debido a que estos aceros son casi puros, existe únicamente un pequeño intervalo solidus/liquidus, por lo que deberá de tenerse cuidado en asegurarse de que existe un sobrecalentamiento del acero IF, con el propósito de asegurar el transporte del acero al molde.

Que tan grande o pequeño será el problema del control del contenido de carbono durante la colada de los aceros IF, dependerá del contenido de carbono deseado en el producto final. Por ejemplo, Nippon Kokan⁽³⁰⁾ ha reportado un incremento de carbono durante la colada de los aceros IF de aproximadamente 10 ppm.

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 producir un producto con composición química consistente, y posiblemente en lo futuro se tengan especificaciones de contenidos de carbono menores a las 50 ppm de carbono, será necesario establecer ciertas prácticas metalúrgicas, con el propósito de evitar el incremento de carbono debido a contaminación de acuerdo a:

- 1.- Reducir el contenido de carbono en los materiales refractarios, con el fin de evitar incrementos de carbono de hasta 5.8 ppm.
- 2.- 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 a su valor más alto al inicio de la colada, ya que al inicio de la colada, el acero en el

distribuidor estará en flujo turbulento, por lo que usualmente se añade más polvo térmico. Los polvos térmicos, normalmente contienen sílice con cantidades importantes de carbono. El incremento de carbono se debe entonces a la reacción del acero con el polvo térmico.

3.- Reducir o eliminar el contenido de carbono en los polvos lubricantes del molde. La contaminación de carbono, ocurre al inicio de la colada, cuando polvos lubricantes con altos contenidos de carbono son utilizados.

Se ha establecido, que llevando a cabo las tres sugerencias anteriores (Nippon Steel), i.e la eliminación de fuentes de carbono en los refractarios, mediante un recubrimiento del refractario con sílice y eliminando los refractarios que contienen carbono donde fue posible, se pudo reducir la contaminación del acero con carbono hasta en 3 ppm, en la operación de olla-colada continua.

La contaminación de los polvos lubricantes puede ser mínima, tanto como sea posible reducir la turbulencia en el molde. Desafortunadamente la toma de muestras en el molde causa turbulencia y frecuentemente las muestras del molde son contaminadas debido al propio proceso de muestreo, dando niveles anómalos de carbono en el acero, por lo que se deberá de tener cuidado en la evaluación de las muestras provenientes del distribuidor y del molde cuando se requerirá conocer con exactitud el contenido de carbono. El mayor problema durante operación es al inicio de la colada, ya que antes de que se forme una escoria líquida, habrá una contaminación significativa debido al polvo lubricante, por lo que se recomienda iniciar con polvos lubricantes con bajos contenidos de carbono.

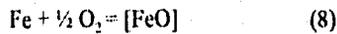
La contaminación del acero con nitrógeno, se debe primeramente al contacto del aire con el acero líquido, así, por ejemplo durante la transferencia de acero de la olla al distribuidor, se pueden alcanzar contaminaciones de nitrógeno de hasta 20 ppm.

Existen, adicional a lo mencionado anteriormente, dos tipos principales de defectos en estos aceros, defectos de reoxidación e inclusiones exógenas. En los aceros IF, los defectos debido a reoxidación son la formación de alúmina, mientras que las inclusiones exógenas son principalmente escoria ⁽³¹⁾.

2.6 CONTROL DE OXIDOS DE HIERRO.

Aunado a la descarburización, se produce durante todo el proceso, óxido de hierro, en mayor o menor grado, dependiendo de la agitación del baño líquido. Al inicio del insuflado con oxígeno, la

oxidación del hierro es posible desde el punto de vista termodinámico. Sin embargo, debido a que la reacción está basada en el consumo de oxígeno, el monóxido de carbono (óxido más estable) predomina, a medida que el transporte de carbono a la interfase de reacción, no es la velocidad limitante. Poco después de que se inicia la inyección de oxígeno, la velocidad de transporte de carbono a la interfase se convierte en la velocidad limitante, y bajo estas condiciones, la reacción que se lleva a cabo:



formándose cantidades significativas de FeO dentro de la escoria.

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

2.7- COLADA CONTINUA DEL ACERO.

Se denomina colada continua a un procedimiento de colada, con el que se producen barras que avanzan y se solidifican, a medida que se va vertiendo el metal en una lingotera sin fondo, que se alimenta indefinidamente mientras no se de por interrumpida la operación. Figura 2.4.

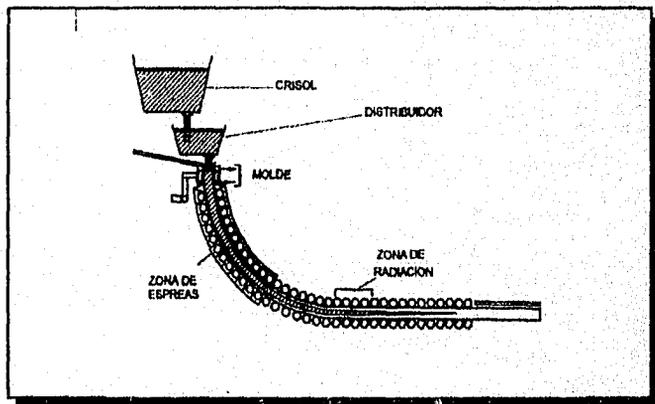


Figura 2.4 Colada Continua

En teoría el problema de colada continua consiste en:

- 1.- Formar en una lingotera abierta por sus dos extremos y energéticamente refrigerada, una costra caparazón en la vena del metal líquido que se cuele por su interior.
- 2.- Hacer descender este caparazón lleno de metal líquido que se desprende de la lingotera por contracción al enfriarse, para hacer progresar en el aire la solidificación a la totalidad de la masa de la barra.

Para la realización práctica de las operaciones anteriores, están compuestas las instalaciones de colada continua de los siguientes elementos:

- a) Una cuchara de colada, que puede ser de vaciado por el fondo o por arriba.
- b) Un pequeño depósito distribuidor que asegura la perfecta separación de la escoria. Este depósito está provisto de calefacción o se calienta con un mechero antes de iniciar la operación, y se puede llevar una o más salidas para alimentar varias líneas de colada. Cada salida lleva un tapón o buza para regular el flujo del metal.
- c) Una lingotera abierta por ambos extremos y refrigerada por agua, generalmente sometida a un movimiento alternativo.
- d) Una sección de refrigeración energética por corriente de agua o por agua pulverizada.
- e) Un mecanismo enderezador compuesto de rodillos que al girar enderezan y obligan a avanzar la barra aprisionada entre ellos.
- f) Un mecanismo de corte, generalmente de oxicorte, con uno o varios sopletes para seccionar en trozos la barra, que avanza con la barra mientras se realiza el corte y retrocede después.
- g) Un sistema de extracción, avance continuo y almacenamiento de las barras.

La disposición de estos elementos varía según el tamaño de las barras que se cuelean.

CAPITULO 3

CAPITULO 3

3.1 LAMINACIÓN.

Por muchos siglos, el trabajado en caliente, ha sido utilizado para dar a los metales su forma requerida. Hoy en día, sin embargo, la deformación en caliente, no solamente alcanza la forma deseada, sino que también se mejoran las propiedades, a través de un diseño de proceso. El tratamiento termomecánico, es el término genérico del proceso, el cual utiliza la ventaja de los efectos térmicos y mecánicos durante la fabricación, con el propósito de alcanzar las diferentes propiedades deseadas.

La laminación controlada, ha sido practicada por casi cuarenta años en la producción de placas de aceros estructurales, cayendo su categoría general en la de los procesos termomecánicos. En la propia línea de laminación, se incorpora el enfriamiento acelerado después de la laminación en caliente, con el propósito de controlar la laminación en frío y de mejorar las propiedades mecánicas. Este proceso particular, por si solo o combinado, efectivamente produce un refinamiento microestructural, basado en fundamentos científicos.

Los procesos termomecánicamente controlados, es el nombre que se le da a esta moderna tecnología de laminación controlada y enfriamiento acelerado, la cual esta relacionada con la tecnología de la producción de aceros estructurales con límites de fluencia de 400-600 MPa y mayores. Los procesos termomecánicamente controlados son una tecnología integrada donde todos los factores de fabricación tal como la composición química, el recalentamiento, la laminación en caliente y la laminación en frío se optimizan, y su aplicación esta siendo extendida a otros productos diferentes al de placas.

En aceros estructurales, el refinamiento de la microestructura es la única vía de mejorar simultáneamente la resistencia a la tensión y la tenacidad a baja temperatura, a pesar del tipo de microestructura desarrollada. El proceso termomecánicamente controlado, primeramente alcanza un refinamiento general de grano mediante la optimización de las condiciones de procesamiento durante la laminación en caliente. En la laminación convencional controlada, la laminación se lleva a cabo con recalentamientos menores que las temperaturas de recalentamiento y laminación normales.

Estas temperaturas varían de acuerdo con los requisitos impuestos por las propiedades mecánicas deseadas. Las propiedades mecánicas obtenidas mediante la laminación en caliente son muy superiores a esas obtenidas en aceros normalizados o templados con la misma composición química debido al refinamiento de grano. El enfriamiento acelerado es llevado a cabo después de la laminación controlada a velocidades de enfriamiento de alrededor de los 10 °C/s en el rango de temperaturas de transformación de los 750 a los 500 °C, iniciándose el enfriamiento arriba de la temperatura A_{r3} . Este proceso refina aún más la microestructura, modificando algunas veces la microestructura de ferrita a bainita.

3.1.1 Antecedentes de laminación

i) Antes de los 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 estas repercutían en la microestructura resultante.

ii) De los sesenta a los setenta, se encontró que una pequeña adición de niobio, era efectiva en el incremento de la resistencia a la tensión, siendo este elemento ampliamente utilizado en la producción de aceros con alta resistencia a la tensión. Debido a que los aceros al niobio producidos por laminación en caliente convencional, tendían a dar pobre tenacidad a baja temperatura, se llevaron a cabo esfuerzos tendientes a mejorar la tenacidad mediante la aplicación de una laminación controlada, durante la producción de tubos de mayor diámetro. El efecto benéfico de la laminación controlada se explicó mediante la formación de granos austeníticos finos por recristalización justo arriba de la temperatura A_c , después de la deformación en caliente.

Entre los alcances obtenidos, fueron los aceros, en los cuales los elementos microaleantes Nb y/o V y laminación controlada, fueron factores indispensables para obtener una alta resistencia a la tensión y una buena tenacidad con bajos contenidos de carbón.

iii) De los setenta a los ochenta, se desarrollaron los aceros microaleados con alta resistencia mecánica y baja aleación (HSLA). Los mecanismos básicos del refinamiento microestructural durante la laminación controlada fue sujeto de numerosos estudios. Quedando claro, que el refinamiento de la austenita por recristalización, no fue el único mecanismo para el refinamiento de la ferrita, y que la austenita deformada por debajo de su temperatura de recristalización fue también capaz de producir

una ferrita fina, debido al número de núcleos de ferrita que operaban durante la transformación $\gamma-\alpha$. 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.

iv) De los ochentas a los noventas, se introdujo el primer sistema en línea de enfriamiento acelerado en los molinos de placas japoneses. Este fue capaz de incrementar la resistencia sin modificar la tenacidad y por lo tanto, una alta tensión pudo obtenerse con un carbón equivalente bajo. Tales equipos de enfriamiento fueron subsecuentemente instalados en muchos molinos de laminación de placas en todo el mundo, y se utilizaron en combinación con la laminación controlada.

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

Debido a que los molinos de placas existentes 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, en la cual la laminación se termina arriba de la temperatura de recristalización austenítica, con el propósito de obtener un refinamiento de grano moderado. 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 a 0.02%, las cuales deben de ser cuidadosamente controladas, precipitando pequeñas cantidades de TiN, las cuales restringen el crecimiento de los granos de austenita recristalizada durante la recristalización de la laminación controlada.

3.1.2 Descripción de los mecanismos que operan en el proceso termomecánico controlado

En aceros estructurales, el tamaño de grano ferrítico es siempre refinado por medio de la transformación $\gamma-\alpha$, durante el enfriamiento continuo de la austenita. Debido a que los granos de ferrita nuclean en los límites de grano de la austenita y el tamaño de grano esta limitado por el afectamiento del crecimiento de granos ferríticos, esto resulta en un gran número de granos ferríticos que el original de granos austeníticos, a menos que la velocidad de enfriamiento sea muy lenta.

El proceso termomecánicamente controlado, primeramente condiciona a la austenita durante la laminación controlada, previa a su transformación, con el propósito de producir un incremento en el número de núcleos de ferrita, y entonces el enfriamiento controlado acelerado es utilizado para disminuir la temperatura de transformación de la austenita de tal manera que existe un posterior incremento en el número de núcleos de ferrita en la austenita acondicionada.

Arriba de los 900 - 950 °C, la austenita recristaliza después de la deformación en caliente a una velocidad dependiendo de la cantidad de deformación y de la temperatura. Cuando la temperatura de laminación es disminuida en el rango de temperatura de recristalización de la austenita, el tamaño de grano de la ferrita se refina a medida que el tamaño de grano de la austenita es refinada.

Cuando la deformación se lleva a cabo en el rango de temperatura de no recristalización de la austenita, a bajas temperaturas, los granos de austenita son elongados y el área de superficie por unidad de volumen del límite de grano se incrementa para dar lugar a un mayor número de sitios potenciales de formación de ferrita. La deformación en el régimen de no recristalización también produce características lineales, frecuentemente llamadas bandas de deformación, dentro de los granos de austenita. Estas bandas de deformación son también capaces de actuar como núcleos de ferrita. Los granos finos de austenita deformados pueden entonces ser transformados a granos ferríticos muy finos debido al incremento de sitios de nucleación. Este efecto es incrementado con el incremento de la deformación de laminación acumulada por debajo de la temperatura de recristalización, y la cantidad de esta deformación está cercanamente relacionada al mejoramiento de las propiedades mecánicas.

El enfriamiento acelerado de la austenita recristalizada, refina los granos ferríticos resultantes de cierta manera, pero no significativamente. Por otro lado, el enfriamiento acelerado de la austenita no recristalizada puede activar numerosos núcleos de ferrita en el interior de los granos de austenita junto con aquellos activados por las bandas de deformación. Todos estos factores contribuyen activamente al refinamiento del grano ferrítico. El enfriamiento acelerado también modifica la estructura transformada mediante el reemplazamiento de la perlita por una fracción de bainita finamente dispersa, la cual contribuye a la tensión.

Todos estos efectos del proceso termomecánicamente controlado se intensifican mediante la

adición de elementos microaleantes. El niobio incrementa la temperatura de recristalización austenítica y resulta en más granos austeníticos no recristalizados. Aún más, el niobio en solución modifica el comportamiento de transformación por su efecto de templabilidad para producir ferrita fina y un incremento en la fracción de bainita. El vanadio también tiene un efecto similar de templabilidad, y debido a su mayor solubilidad de su carburo comparado con el de niobio, puede dar lugar a un efecto mayor de endurecimiento por precipitación. Sin embargo, el vanadio no incrementa efectivamente la temperatura de recristalización de la austenita, como lo hace el niobio, por lo que es menos efectivo en la producción de granos austeníticos no recristalizados durante la laminación controlada convencional.

3.1.3 Laminación controlada y enfriamiento acelerado.

La función de la laminación controlada, es introducir deliberadamente dentro de la austenita, heterogeneidades microestructurales, las cuales actúan como sitios de nucleación para la ferrita durante la transformación γ - α . En principio, la modificación de la microestructura de la austenita, para producir granos de ferrita finos durante la transformación, se lleva a cabo mediante:

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

La relación entre el tamaño de grano de la ferrita y las propiedades mecánicas en aceros estructurales han sido establecidas ampliamente, de una manera empírica y en menor grado teóricamente. El límite de fluencia es usualmente expresado mediante una ecuación del tipo Hall-Petch:

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y * d^{-1/2}$$

donde σ_y , σ_c , son el límite de fluencia, la tensión de fricción, respectivamente, K_y es una constante y d es el diámetro del grano ferrítico.

Durante las operaciones de laminación, estas se dividen en tres etapas: recalentamiento, laminación tosca y la laminación de terminado. Por definición, en la laminación controlada, los tratamientos de laminación toscos y de terminado no son necesariamente la laminación a la cual se lleva a cabo en los molinos de laminación. La laminación final es utilizada simplemente para dar una cantidad requerida de laminación de deformación por debajo de una temperatura de laminación específica y para terminar la laminación a una temperatura específica de terminado. La laminación tosca es la laminación previa a la laminación final y frecuentemente un tiempo de permanencia es necesario entre la laminación tosca y la final, para permitir a la placa o planchon, enfriarse a la temperatura de inicio especificada para la laminación final.

Los siguientes principios generales se aplican a las tres etapas:

3.1.3.1 Recalentamiento.

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

En el caso de una baja temperatura de recalentamiento de 950 °C, la etapa tosca y final, son casi continuas. Se ha puntualizado, que un tiempo largo de permanencia, resultado de una alta temperatura de la laminación tosca, combinada con una baja temperatura de inicio de la laminación final, da lugar a una microestructura con tamaño de grano mixto después de la transformación γ - α en los aceros al Nb.

3.1.3.2 Laminación tosca.

El papel de los pasos de laminación toscos es reducir el tamaño de grano austenítico progresivamente por medio de una recristalización repetida dentro de cada paso. Cuando más finos son los granos austeníticos previos a la deformación, más finos serán los granos de la austenita

después de la recrystalización. Similarmente, mientras más baja sea la temperatura de laminación, más fino será el grano de la austenita recrystalizada, debido al crecimiento limitado después de la recrystalización. Resumiendo, generalmente el refinamiento del grano austenítico es mayor a medida que la temperatura promedio de laminación disminuye, siendo mayor el por ciento de reducción en esta etapa del proceso de laminación.

3.1.3.3 Laminación final.

La temperatura de inicio del proceso de laminación final puede no estar especificado, pero esta usualmente en el rango de los 950 a los 850 °C. Por debajo de este rango de temperatura, puede ocurrir en cierto grado alguna recrystalización fina de granos de austenita, pero la mayoría de los granos elongados de austenita, no recrystalizan. Aunque estos cambios microestructurales contribuyen al refinamiento de la ferrita, la contribución a partir de granos de austenita no recrystalizados, es la más importante. El efecto producido por la austenita no recrystalizada al refinamiento de grano ferrítico esta cercanamente relacionado a la deformación acumulativa en los pasos de deformación por debajo de la temperatura de recrystalización de la austenita. La temperatura final de laminación da también una indicación de la reducción total por debajo de la temperatura de recrystalización de la austenita. La temperatura final de laminación es también importante en la determinación de cuando la laminación final es terminada en la región γ , $(\gamma+\alpha)$ o α .

3.1.4 El efecto de los elementos de aleación en relación con la laminación controlada.

La laminación controlada ha sido aplicada principalmente a aceros los cuales transforman por procesos controlados de difusión de microestructuras de ferrita-perlita a ferrita acicular. En el diseño de aleación de estos aceros, dos factores han sido considerados, principalmente la optimización del contenido de los mayores elementos de aleación (C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo) y la eficiente utilización de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V, Al).

Los elementos aleantes mayores determinan la temperatura de transformación $\gamma-\alpha$ Ar_3 . A medida que la temperatura Ar_3 es disminuida, el rango de temperaturas de trabajo para el régimen de austenita no recrystalizada es ampliado. Por lo que es posible la deformación de una cantidad

grande de austenita no recristalizada, suprimiendo también el crecimiento de grano de la ferrita transformada, la cual resulta en ferrita refinada. El uso de carbón mínimo es debido a la necesidad de una buena soldabilidad, ductilidad y tenacidad. Un bajo valor de A_{r3} es obtenido por la adición combinada de otros elementos tales como Mn, Ni y Cu.

Los elementos microaleantes controlan tres parámetros importantes en la laminación controlada:

- i) El tamaño de grano austenítico recalentado,
- ii) La retardación de la recristalización de la austenita y
- iii) La modificación del comportamiento de transformación.

El tamaño de grano recalentado se refina por medio del efecto de precipitados finos de AlN , $Nb(C, N)$, TiN y VN , y depende de la temperatura de recalentamiento. El Nb y el Ti se disuelven en la austenita a la temperatura de recalentamiento, suprimiendo fuertemente la recristalización de la austenita durante y después de la deformación en caliente. Por lo tanto, la temperatura de recristalización se incrementa por más de $100\text{ }^{\circ}C$, lo cual permite a la etapa final de la laminación convencional controlada, iniciar a temperaturas de laminación significativamente altas. El Nb inicialmente en solución en austenita, produce un refinamiento de grano ferrítico adicional durante la transformación $\gamma-\alpha$, cuando el tamaño de grano austenítico previo a la transformación, es adecuadamente refinado.

El Nb, Ti y V se disuelve en la austenita, endureciendo a la ferrita por la precipitación de carburos, nitruros y carbonitruros finos durante y después de la transformación. Todos estos efectos de los elementos microaleantes hace a estos elementos constituyentes indispensables en la laminación controlada del acero.

3.2 RECRISTALIZACIÓN.

3.2.1 Recuperación.

El primer proceso que produce cambios marcados en la estructura de un metal deformado cuando se le calienta es la reordenación de las dislocaciones para formar una distribución de menor energía, pero sin que el número total de dislocaciones disminuya apreciablemente. Algunas veces se ha llamado poligonización a este proceso.

Esta es la gama de temperatura inmediatamente anterior a la temperatura de recristalización. Con el microscopio electrónico podemos demostrar que los esfuerzos se alivian en las regiones de mayor deslizamiento. Las dislocaciones se trasladan a posiciones de menor energía, dando lugar a límites de subgranos en los granos antiguos, este proceso se conoce como poligonización. La dureza y resistencia no cambian mucho durante este período, pero la resistencia a la corrosión mejora. La resistencia eléctrica disminuye ligeramente.

3.2.2 Recristalización.

La recuperación puede ser el único proceso que tiene lugar al calentar una muestra a temperaturas progresivamente más altas si la deformación plástica en frío fue pequeña. En condiciones normales se produce un segundo proceso llamado recristalización en un intervalo de temperatura superior al de la recuperación. La recristalización es la ordenación de los átomos del sólido para formar cristales enteramente nuevos. Estos cristales crecen a partir de núcleos muy pequeños hasta que se encuentran unos con otros, reabsorbiendo en el crecimiento a todo el metal no recristalizado. El número de dislocaciones de los nuevos cristales es mucho más pequeño que en el material deformado, y la fuerza impulsora de la recristalización es la disminución de energía libre resultante de la disminución del número de dislocaciones.

Cuando la temperatura aumenta por encima del rango de recuperación, se presenta la recristalización. En esta gama de temperatura superior, la formación de nuevos cristales libres de esfuerzo y equiaxiales conduce a una menor resistencia y una mayor ductilidad. Existe una relación interesante entre la cantidad de trabajo en frío previo y el tamaño del grano del material recristalizado. Con una cantidad menor de trabajo en frío se presentan menos núcleos para los nuevos granos y el

tamaño del grano resultante es menor. La resistencia y la ductilidad se modifican aunque las inclusiones en los límites de los granos puedan prevenir completamente los granos equiaxiales.

3.2.3 Cinemática de la recristalización.

Puede describirse el proceso de recristalización de la manera siguiente. Uno de los resultados de la deformación plástica es producir en el material regiones que puedan servir como base para la nucleación de nuevos cristales o crecer por sí mismas formando esos cristales nuevos. El número de estas regiones de crecimiento aumenta con el grado de deformación. Al calentar a una temperatura adecuada, crece cada una de estas regiones formando un cristal nuevo y aumentando el radio de este en función del tiempo.

Es evidente que la recristalización es un problema de nucleación en el sentido de que un cristal nuevo puede tener un tamaño inferior al crítico que permite el crecimiento. Se ha medido la disminución de la energía libre por unidad de volumen que se produce al ocurrir la recristalización.

El crecimiento es una función lineal del tiempo desde este momento hasta que empieza a limitarse por el encuentro mutuo de los nuevos cristales de tamaño creciente.

3.2.4 Crecimiento de granos.

A medida que la temperatura se eleva aún más, los granos continúan su crecimiento. Esto se debe a que los granos grandes poseen una menor área superficial por unidad de volumen. Se presentan menos átomos que abandonan un área unitaria del límite de grano, más en un grano grande que en un grano pequeño, porque los granos grandes minimizan su área superficial. Por lo tanto, los granos grandes crecen a expensas de los más pequeños.

La recristalización se lleva a cabo en zonas que tienen presente energía libre que son, en dislocaciones, límites de grano e interfases. Por lo anterior un material que contiene tales defectos es termodinámicamente inestable. Estos defectos son introducidos en el material, por ejemplo por deformación plástica o por irradiación, después la energía del material se incrementa. Aunque la termodinámica sugiere que estos defectos podrían desaparecer espontáneamente, en la práctica la cinemática del proceso de difusión muestra que estos defectos frecuentemente son muy lentos a temperaturas homogéneas bajas.

Los defectos son introducidos por una variedad de formas. Sin embargo, solo se consideran los producidos por deformación plástica. Aunque los defectos puntuales así como las dislocaciones son introducidos durante la deformación, los defectos puntuales aumentan con un recocido a bajas temperaturas y generalmente tienen un pequeño efecto en las propiedades mecánicas del metal.

Las propiedades mecánicas y físicas del metal dependen del contenido de dislocaciones y por esto las propiedades son elevadas durante la deformación plástica. Con un recocido a elevada temperatura. Estas propiedades tienden a restablecer sus valores originales de recuperación. Este es un proceso que involucra destrucción y regeneración de las dislocaciones.

Similares procesos de ablandamiento ocurren durante la deformación, particularmente a altas temperaturas, y esta dinámica de regeneración juega un papel importante en la rolada y en el trabajo en caliente de los materiales generalmente se logra una parcial restauración de las propiedades porque la estructura de dislocación no es totalmente renovable, pero se alarga la fase metaestable. Es mayor la recrystalización, con un proceso de recocido, en las nuevas dislocaciones son formados granos libres. Este crecimiento y consumo de viejos granos, ocasionan una nueva estructura granular con una baja densidad de dislocación. La recrystalización puede tomar parte durante la deformación a elevadas temperaturas y este es el término recrystalización dinámica.

Aunque la recrystalización quita las dislocaciones, fija los límites de grano del material que los hace termodinámicamente inestables. Con un adicional recocido da como resultado un crecimiento de grano en donde los granos menores son eliminados, los granos largos desaparecen y los límites de grano asumen una energía de configuración más baja. En ciertas circunstancias, este crecimiento uniforme de granos es conocido como crecimiento anormal de grano de segunda recrystalización.

El entendimiento y control de la recrystalización es de particular importancia en el procesamiento mecánico de las aleaciones. La extensión de las propiedades mecánicas y la forma de comportamiento del metal depende la estructura de dislocación, el tamaño de grano y de la textura del mismo. El primero de estos parámetros depende de la deformación (magnitud), la temperatura de deformación y de el subsecuente tratamiento de recocido. El tamaño de grano y la textura son controlados por el proceso de la recrystalización.

Por ejemplo un tamaño de grano pequeño incrementa la resistencia de un acero. Sin embargo un grano grande es deseable en altas temperaturas en superaleaciones de base Níquel. El control de

la textura es vital para la subsecuente laminación en frío.

3.2.5 La condición deforme.

La naturaleza de un material deformado es la clave elemental en la determinación del tratamiento térmico de recocido posterior, puesto que el almacenamiento de energía de deformación proporciona la fuerza para la recuperación y la recrystalización, mientras que los mecanismos de recrystalización son determinados obteniendo la deformación del material. El entendimiento del proceso de recrystalización es por lo tanto dependiente del proceso de la condición de deformación. Como el último no está bien determinado es un poco difícil cuantificar la cantidad de recrystalización.

3.2.6 Energía almacenada en el trabajo en frío.

La mayor parte del trabajo gastado o invertido en la deformación de un metal se presenta en forma de calor, usualmente solo el 1% es necesario para la formación de dislocaciones y a bajas temperaturas, defectos puntuales. La cantidad de esfuerzo en el metal es relativa al número de movimiento de las dislocaciones y las distancias que son recorridas.

3.2.7 La deformación microestructural.

El recocido posterior a la deformación del metal es dependiente no solo de el número de dislocaciones almacenadas en el material, antes discutido, además las direcciones en que las dislocaciones son distribuidas, la homogeneidad de la microestructura.

Dar origen a la recrystalización en regiones del material donde la microestructura es heterogénea y de este modo un material con mucha distribución homogénea de dislocaciones es improbable que recrystalice durante el recocido tan fácilmente como uno con el mismo número de dislocaciones con una distribución no homogénea. La distribución de los granos de recrystalización y su orientación (textura) dependen de la naturaleza del sitio donde empezó la recrystalización, los límites de grano, etc.

CAPITULO 4

CAPITULO 4

4.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 FABRICACIÓN DEL ACERO.

4.1.1 PROCEDIMIENTO

El procedimiento utilizado para la fabricación del acero ultralimpio fue el de horno eléctrico de olla - degasado al vacío - horno olla - colada continua. Los análisis de cada uno de los pasos se presentan en el capítulo 5.

4.1.2 OBTENCIÓN DE MUESTRAS DE PLANCHON

De un planchon de acero ultralimpio de dimensiones de 25x110 cm obtenido por colada continua, se procedió a cortar mediante oxígeno/acetileno muestras de 12.5x5.0x2.0 cm, en la dirección longitudinal y transversal a la de colada del planchon, con el propósito de poder abarcar todo el espesor del planchon. Posteriormente, se maquinaron probetas de 10x5.0x1.0 cm con el propósito de llevar a cabo la caracterización microestructural del mismo y posteriores tratamientos térmicos, termomecánicos y mecánicos, y evitar las zonas afectadas por el calor durante el corte. Una vez cepilladas las muestras, se procedió a cortar muestras de 3x3x1 cm para su caracterización microscópica.

4.2 CARACTERIZACIÓN

4.2.1 Preparación metalografica.

Las muestras se desbastaron con lijas No 80, 120, 240, 320, 400, 500 y 600 grid. Posteriormente a este proceso de desbaste, se pulieron con alúmina de 1 y 0.5 μm sobre una superficie de paño fino, una vez pulidas las muestras estas se atacaron con nital al 2% para revelar su microestructura.

4.2.2 Microscopia óptica.

La microestructura obtenida en cada muestra en la condición de colada se observó en un microscopio óptico Olympus Zeiss con un poder de resolución de 2500X. Durante la observación microscópica de las muestras, se tomo una serie de microfotografías de las áreas

más representativo de la muestra con el propósito de poder determinar su microestructura, morfología de inclusiones, límites de grano, precipitados, etc.

4.2.3 Microscopia electrónica de barrido.

De las zonas observadas en el microscopio óptico, se procedió a seleccionar áreas de interés en lo que respecta a límites de grano y precipitados, estas zonas fueron observadas en un microscopio electrónico de barrido SEM-Stereoscan 440-Leica operado a 20 kV, para tal operación la muestra se recubrió con grafito, con el fin de tener un buen contacto eléctrico y tener una imagen nítida.

4.2.4 Microanálisis.

Los microanálisis de precipitados y matriz observados en las muestras, se llevaron a cabo en el microscopio electrónico de barrido anteriormente mencionado, el cual está equipado con un sistema de análisis de energía dispersa.

Durante el microanálisis de las muestras, se utilizó un paquete de software ZAF-4/FLS. Este software contiene procedimientos matemáticos los cuales llevan a cabo pasos fundamentales para la remoción de picos, substracción de ruido y traslape de picos. Las intensidades de los picos obtenidos fueron corregidas de acuerdo a su número atómico, absorción y fluorescencia característica via un programa magic-V.

4.2.5 Difracción de Rayos-X.

Muestras de aproximadamente 1 mm de espesor por 2 cm² fueron seccionadas, con el propósito de llevar a cabo pruebas de difracción de rayos-X, en un Difractómetro Siemens D-5000. Para tal fin se utilizó una radiación de Cu K_α, utilizando un filtro de Fe y una velocidad de barrido de 2°/min. Los picos resultantes se interpretaron de acuerdo con las fichas reportadas en la JCPDS⁽³²⁾.

4.2.6 Microscopia electrónica de transmisión (TEM).

Las observaciones a nivel micrométrico de la microestructura se llevó a cabo en un microscopio electrónico de transmisión Jeol T120, operado a 120kV. Para tal propósito, se

cortaron muestras de 3 mm de diámetro por 50 μm de espesor. Estas muestras se perforaron utilizando una solución de 5% de ácido perclórico en etanol, utilizando para tal fin un equipo Struers de dos chorros, durante la perforación de las muestras se mantuvo una temperatura de solución de $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ y 25 Volts. Una vez perforadas las muestras, éstas se colocaron directamente en el microscópio antes mencionado.

4.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE AUSTENIZACIÓN.

Con el propósito de determinar la temperatura óptima de austenización previa a la laminación de las muestras de planchon, se procedió a determinar los ciclos térmicos de las muestras. Previa a esta operación, se determinó experimentalmente las temperaturas A_{c1} y A_{c3} , mediante el uso de la técnica de análisis térmico diferencial, el equipo utilizado fue el Termoanalizador Sistema 2000 Tuamal Instruments.

A partir de la Fig. 4.1 se determina, 937.5°C para el inicio de transformación de austenita.

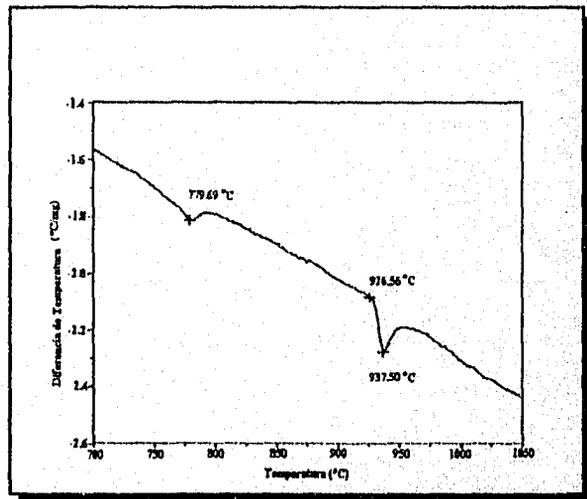


Figura 4.1 Diagrama de la curva de transformación para determinar la temperatura de austenización

Los tratamientos térmicos de austenización se llevaron a cabo a las temperaturas de 1050, 1150 y 1200 °C por un periodo de 20 min, (semejando aquellas de tipo industrial) e inmediatamente se enfriaron en agua.

El tratamiento térmico de austenización se llevó a cabo en muestras de 2x2x2 cm en las cuales se le colocó en el centro de cada muestra un termopar de Pt/Pt-13%Rh, para comprobar con mayor exactitud su temperatura durante su ciclo de tratamiento térmico. Una vez llevada a cabo dicha operación, las muestras se colocaron dentro de un horno Thermoline de 1250°C de T_{max} , y se procedió a su ciclo térmico el cual fue de 50 °C/hr de calentamiento, 20 min. de permanencia y enfriado inmediatamente después de dicho tiempo en agua con agitación. Las muestras resultantes se caracterizaron de acuerdo a los procedimientos anteriormente descritos. La única técnica adicional en esta caracterización microestructural fue la utilización del Analizador de Imágenes Leica (Quantimet).

4.4 CUANTIFICACIÓN DE FASES

Para poder determinar el tamaño de grano y el por ciento en volumen de precipitados, se utilizó un Analizador de Imágenes Leica, el cual cuenta con un paquete de software mediante el cual se determina de manera directa, la distancia entre granos y el por ciento en volumen de precipitados. La medición del tamaño de grano se llevó a cabo mediante el uso del comando líneas y el de por ciento en volumen mediante el comando superficies.

Una vez preparadas las muestras (6 muestras), estas se sometieron a una temperatura de recalentamiento de 1200°C por un período de dos horas. Al haber completado las muestras el ciclo de recalentamiento se sometieron al proceso de laminación en caliente.

4.5 LAMINACIÓN EN CALIENTE.

Una vez caracterizadas las muestras austenizadas, se determinó experimentalmente que la temperatura de austenización previa a la de laminación se llevaría a cabo a 1200 °C (ver capítulo de resultados), por lo que se tomaron 6 muestras de dimensiones de 12x5x1 cm, las cuales se austenizaron a la temperatura anteriormente mencionada. Estas muestras se laminaron a una temperatura inicial de 1200°C y se terminaron de laminar (en grupos de dos muestras) a 950, 850 y 680°C, respectivamente, monitoreando la temperatura, durante la laminación

mediante un termopar de Pt-Pt/Rh envevido en un extremo de la placa. La laminación en caliente se llevo a cabo en un molino de laminación Hilly de 25 tons, lubricando las muestras con polvo de vidrio.

El por ciento de deformación, asi como su velocidad de deformación en cada set. Los datos obtenidos del proceso de laminación de cada lote, son los siguientes:

Lote 1) Temperatura inicial de laminación de 1200°C, se procedió a la laminación en caliente, aplicando una deformación entre paso y paso de 20, 50 y 20%, con una reducción total aproximada de 68%, terminándose de laminar a una temperatura de aproximadamente 950°C. La velocidad de deformación fue de $\epsilon \sim 2.3, 5.06$ y 16.34 s^{-1}

Lote 2) Temperatura inicial de laminación de 1200°C, se procedió a la laminación en caliente, aplicando una deformación entre paso y paso de 20, 30, 5 y 20%, con una reducción total aproximada de 57%, terminándose de laminar a una temperatura de aproximadamente 850 °C. La velocidad de deformación fue de $\epsilon \sim 2.3, 3.35, 1.4$ y 3.21 s^{-1}

Lote 3) Temperatura inicial de laminación de 1200°C, se procedió a la laminación en caliente, de acuerdo a los pasos ya descritos en el lote 2, terminándose de laminar a una temperatura de aproximadamente 680°C.

Este es un resumen de los porcentajes de deformación, la velocidad de deformación en cada set y las temperaturas de laminación inicial y final de cada lote, se muestran a continuación en la tabla 4.1 Laminación en caliente a) condiciones de laminación; b) velocidad de deformación :

Lote	T inicial de laminación (°C)	T final de laminación (°C)	Deformación (%)				Reducción total (%)
			1º paso	2º paso	3º paso	4º paso	
1	1200	950	20	50	20	—	68
2	1200	850	20	30	5	20	57
3	1200	680	20	30	5	20	57

Lote	Velocidad de deformación			
	1º paso	2º paso	3º paso	4º paso
1	2.30	5.06	16.34	----
2	2.30	3.35	1.40	3.21
3	2.30	3.35	1.40	3.21

De las muestras resultantes se cortaron en las tres condiciones de laminación, en la dirección longitudinal y transversal a la dirección de laminación se caracterizaron de acuerdo una preparación metalografica descrita en la sección 4.2.2. y usando las técnicas de microscopia mencionadas en las secciones 4.2.3. , 4.2.4. , 4.2.5. , 4.2.6. y 4.2.7. .

En la técnica de difracción de rayos - X (sección 4.2.5) se usaron las siguientes condiciones, una velocidad de barrido de 1 cm/min y un ángulo de barrido de 2 a 120°.

4.6 CARACTERIZACIÓN DE LAMINACIÓN EN FRÍO.

Previo a la laminación, las muestras se desvastaron hasta lija 600 grid, con el propósito de poder retirar el óxido presente en las muestras laminadas en caliente.

Las muestras laminadas en caliente en cada una de las etapas de temperatura descritas anteriormente, se laminaron en frío utilizando un molino de laminación de 25 tons. estas muestras se lubricaron en una mezcla de H₂O + 10% Vol. de aceite natural. Durante la laminación en frío se utilizaron velocidades de laminación de 10 mpm. para los tres lotes, haciendo un promedio de seis pasos de laminación, para así obtener un 84 % de deformación total promedio.

Las muestras se caracterizaron de acuerdo a las secciones 4.2.3. , 4.2.4. , 4.2.5. , 4.2.6. y 4.2.7.

4.7 RECRISTALIZACIÓN.

De el material obtenido de la laminación en frío se maquinaron probetas de dimensiones de 10x5 mm con el fin de llevar a cabo tratamientos termicos a la temperatura de 750°C y diferentes tiempos (1, 10, 100, 1000, 10000 segundos), para tal efecto se utilizó el equipo esquematizado en la figura 4.2 .

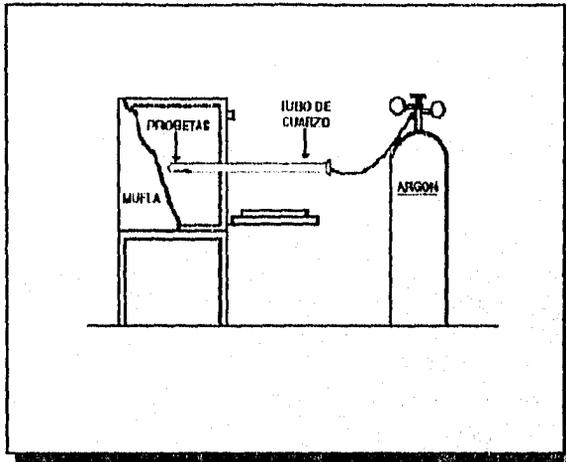


Figura 4.2 Dispositivo utilizado en recristalización

Las muestras se caracterizaron de acuerdo a los puntos 4.2.2, 4.2.3, 4.2.4, 4.2.5, 4.2.6, 4.2.7.

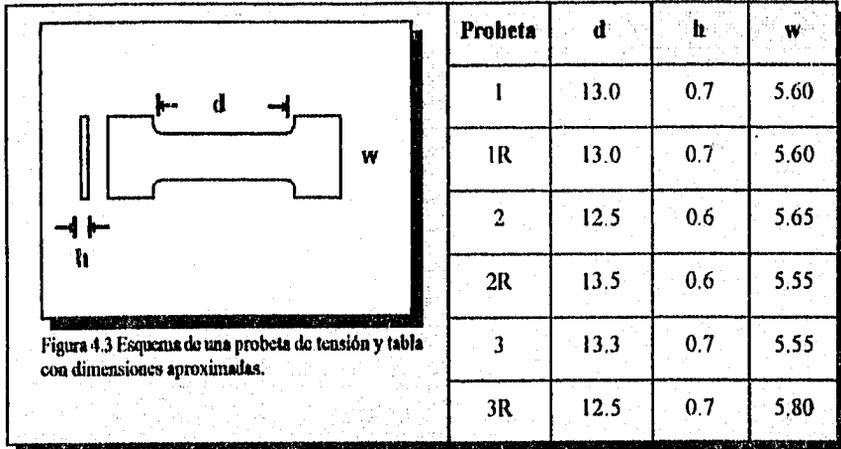
4.8 PRUEBAS MECÁNICAS.

4.8.1 Microdureza Vickers.

Una vez teniendo las 10 muestras de la prueba de recristalización se procedió a prepararlas según el punto 4.2.1., para posteriormente realizar la prueba con ayuda de un microdureómetro marca Leitz.

4.8.2 Pruebas mecánicas de laminación en frío.

De la práctica de laminación en frío se maquinaron probetas de tensión con las dimensiones dadas en la figura 4.3 (6 probetas), posteriormente estas se prepararon de acuerdo a el punto 4.2.2.. En seguida se realizaron las pruebas de tensión en una máquina Instron de 15 tons. de capacidad. Con una velocidad de deformación de 5 mm/min.



4.8.3 Pruebas mecánicas en la condición de recocido.

De las probetas maquinadas de la condición de laminación en frío, se recocieron 3 probetas a 750 y 800°C en un horno marca Lindberg con 113 seg. de estabilización de temperatura y 3 minutos de permanencia en el horno. Se prepararon de acuerdo a el punto 4.2.1. y se realizaron las pruebas de tensión correspondientes en el equipo antes mencionado.

CAPITULO 5

CAPITULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 FABRICACIÓN DEL ACERO IF

El procedimiento utilizado para la fabricación del acero ultralimpio fue el de horno eléctrico de olla - degasado al vacío - horno olla - colada continua. Durante estos pasos utilizados para la fabricación de acero, se obtuvo el siguiente análisis químico, de acuerdo con los resultados reportados en planta:

Colada 36014 U451 Ultrabajo Carbono

Se utilizó 100% hierro esponja, alimentándose al horno eléctrico de arco un total de 264 toneladas de hierro esponja, cuyo análisis químico fue el siguiente:

Tabla 5.1 Análisis químico del hierro esponja alimentado al horno eléctrico de arco

ELEMENTO	%
FeT	89.10
MET	90.20
FeM	80.40
C	1.89
S	0.012
SiO ₂	2.46
CaO	1.97
MgO	0.65
Al ₂ O ₃	0.85

donde FeT es el hierro total, MET es el grado de metalización y FeM es el hierro metálico.

Durante la fusión del hierro esponja en el horno eléctrico de arco, se añadieron 8.65 toneladas de cal cuya composición química fue la siguiente:

Tabla 5.2 Análisis químico de cal añadida

ELEMENTO	%
SiO ₂	2.44
CaO	79.80
MgO	0.80
S	0.10
R ₂ X ₃	2.56
PXC	11.40
C	0.65

donde R₂X₃ corresponde a alúmina principalmente, y PXC son pérdidas por calcinación.

El tiempo total de operación fue de 140 min., utilizándose 9,180 m³ de O₂. Al final de dicha operación, se obtuvieron 230 ton., de acero líquido, con una temperatura durante el vaciado de 1699°C. Alimentándose a la olla, 100 kg de aluminio con una pureza del 96% (0.18%Si, 0.26%Fe, 0.14%Cu y 0.75%Mn). Los kW utilizados durante la operación del horno eléctrico de arco fue de 179, 900. El análisis químico del acero líquido en esta etapa fue:

Tabla 5.3 Análisis químico de acero líquido de horno eléctrico arco a horno olla, después de las adiciones (en % en peso):

Elemento	% en peso inicial	% en peso final
C	0.63	0.030
Mn	0.04	0.02
Si	0.002	0.003
P	0.010	0.007
S	0.011	0.010
Al	0.021	0.034
Cu	0.010	0.010
Ni	0.008	0.008
Sn	0.002	0.002
N ₂	No det.	0.0015

Posterior a esta operación, se procedió al desgasado al vacío, al inicio del desgasado, la temperatura fue de 1636 °C, llevándose un tiempo total de operación de 66 minutos y un tiempo de desgasado de 48 minutos. Durante la operación de desgasado, se alcanzó una presión de 0.5 Torr., en 5 minutos, alimentándose 10 m³ durante 60 minutos. El análisis químico al inicio y al final del desgasado fue el siguiente:

Tabla 5.4 Análisis químico antes y después del desgasado

Elemento	Análisis químico al inicio del desgasado	Análisis químico al final del desgasado
C	0.022	0.004
Mn	0.022	0.017
Si	0.008	0.018
P	0.009	0.009
S	0.013	0.013
Al	0.017	0.003
Nb	0.002	0.002
Cu	0.01	0.01
Cr	0.005	0.007
Ni	0.008	0.008
Mo	0.0006	0.001
Sn	0.002	0.001
V	0.001	0.001
Ti	---	0.002
N ₂	---	0.0015

Después de la operación de desgasado al vacío, se llevaron a cabo las siguientes adiciones de CaF₂, CaI, FeTi y FeMnM, al acero líquido, el cual presentó una temperatura de 1614 °C. El tiempo

de operación en esta etapa fue de 76 minutos. Durante este tiempo de operación se insuflaron 26 m³ de Argón durante 69 minutos. Las adiciones que se hicieron al horno olla fueron: 0.453 tons. de CaF₂, 1.515 tons. de Ca, 0.280 tons. de aluminio, 0.200 tons. de FeTi y 0.590 tons. de FeMnM, cuya composición química es la siguiente:

Tabla 5.5 Análisis químico CaF₂ (en %).

Elemento	%
CaF ₂	89.00
SiO ₂	2.0
CaCO ₃	7.0

Tabla 5.6 Análisis químico de cal (en %)

Elemento	%
SiO ₂	2.52
PXC	6.20
MgO	1.80
S	20.24
R ₂ O ₃	2.48
CaO	86.10
C	0.72

Tabla 5.7 Análisis químico del aluminio (en %)

Elemento	%
Si	0.10
Fe	0.23
Cu	0.15
Mn	0.78
Mg	0.80
Ti	0.10
Cr	0.01
Al	97.51

Tabla 5.8 Análisis químico del FeTi (en %)

Elemento	%
Ti	58.92
Fe	41.08

Tabla 5.9 Análisis químico del FeMnM (en %)

Elemento	%
Mn	74.30
Si	0.03
P	0.19
C	1.37
S	0.013

Al final de la etapa de ajuste de olla, el acero líquido presentó la siguiente composición química:

Tabla 5.10 Composición química del acero líquido antes y después de las adiciones al horno olla (en % en peso):

Elemento	% en peso al inicio del ajuste de olla	% en peso al final del ajuste de olla
C	0.008	0.012
Mn	0.18	0.19
Si	0.018	0.021
P	0.010	0.010
S	0.011	0.003
Al	0.060	0.039
Nb	0.002	0.004
Cu	0.010	0.015
Cr	0.007	0.008
Ni	0.009	0.009
Mo	0.004	0.003
Sr	0.002	0.002
V	—	—
Ti	0.021	0.049

La temperatura de inicio de colada fue de 1599 ° C. Los polvos térmicos añadidos al distribuidor (130 kg), presentaron la siguiente composición química:

Tabla 5.11 Composición química de los polvos térmicos añadidos al distribuidor (en %)

Elemento	%
CaO	59.61
MgO	7 - 9
SiO ₁	5,00
SiO ₂	5 max.
Al ₂ O ₃	16-18
C	2 max.
Materia Organica	4 max.
CaO·SiO ₂	10.4

La composición química del polvo lubricante (56 kg) añadido al molde de colada continua, presentó el siguiente análisis químico:

Tabla 5.12 Análisis químico de los polvos lubricantes añadidos al molde de colada continua (en %)

Elemento	%
C	3 - 4
CO ₂	4,00
Na ₂ O	5,00
K ₂ O	0.8
MgO	4.5
CaO	35,00
SiO ₂	35,00
Al ₂ O ₃	4,00
F	5.00

El análisis químico del acero líquido en el molde de colada continua y de planchon, se

presentan en la siguiente tabla:

Tabla 13. Análisis químico de acero líquido en el molde y en planchon (en % en peso):

Elemento	% de peso en molde de colada	% en peso en planchon
C	0.013	0.013
Mn	0.18	0.17
Si	0.023	0.024
P	0.010	0.011
S	0.005	0.005
Al	0.032	0.031
Nb	0.003	0.000
Cu	0.015	0.013
Cr	0.008	0.009
Ni	0.008	0.009
Mo	0.003	0.000
Sn	0.002	0.000
V	0.000	0.000
Ti	0.046	0.044
N ₂	0.053	0.000

5.2 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DEL ACERO IF.

La figura 5.1 muestra las dimensiones obtenidas en el corte de planchon con el propósito de obtener las muestras para la observación de la microestructura del material de colada, de tratamiento térmico de austenización y de laminación en caliente.

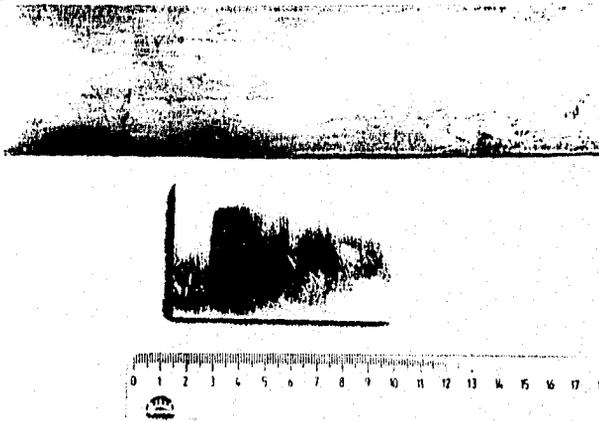


Figura 5.1 muestra las dimensiones obtenidas en el corte de planchon.

Las figuras 5.2 y 5.3 presentan fotomicrografías de la estructura del acero IF en la condición de colada en la sección transversal (5.2) y longitudinal (5.3). La figura 5.2, muestra básicamente una matriz compuesta de granos ferríticos, en los cuales se pueden observar precipitados tanto en matriz como en límite de grano. Los límites de grano fueron resaltados, utilizando contraste Normanski, con el propósito de detectar en ellos la presencia de algún tipo de inclusiones, óxido o escoria. Como puede observarse, la cantidad de precipitados en esta región es casi nula, por lo que puede asegurarse que los precipitados hallados se formaron durante la fusión de acero y muy pocos de ellos, durante la solidificación del acero.

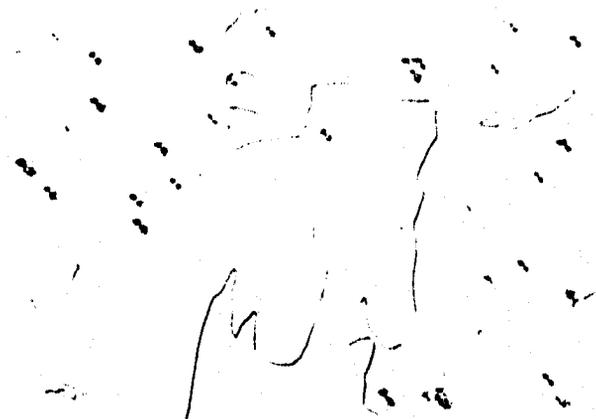


Figura 5.2 presenta fotomicrografía de la estructura del acero IF en la condición de colada en la sección transversal.

La figura 5.3 muestra la microestructura observada en la sección longitudinal a la dirección de colada del planchon, en esta figura se puede observar que la microestructura consiste principalmente de granos ferríticos, con precipitados en matriz. Como puede observarse, a diferencia de la microestructura observada en secciones longitudinales, la presencia de precipitados fue mayor.



Figuras 5.3 presenta fotomicrografía de la estructura del acero IF en la condición de colada en la sección longitudinal.

Posterior a la identificación de la microestructura del acero en la condición de colada, este se sometió a un tratamiento térmico de austenización con el propósito de poder identificar el efecto del recalentamiento previo a la laminación en caliente. Probetas del acero ultralimpio se sometieron a una temperatura de austenización de 1050°C, 1150°C y 1200°C por 20 minutos y enfriandolas en agua con el propósito de retener la microestructura existente en cada una de esas temperaturas. La microestructura obtenida se presenta en las siguientes fotografías: La figura 5.4 presenta la microestructura de las muestras de acero IF austenizadas una temperatura de 1050°C, en la cual se observan granos de ferrita con una gran cantidad de precipitados tanto en matriz como en el límite de grano.

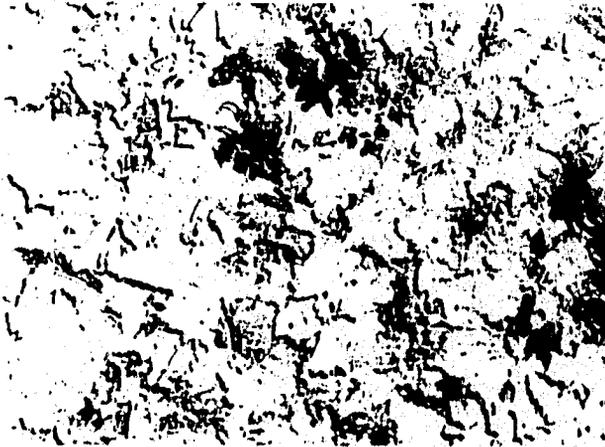
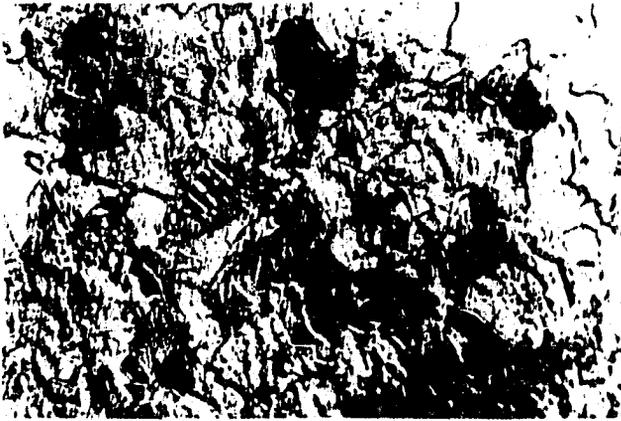


Figura 5.4 presenta la microestructura de las muestras de acero IF austenizadas una temperatura de 1050°C.

Las dimensiones de los granos se midieron en las direcciones longitudinal y transversal (realizando 100 mediciones) obteniendo el tamaño de grano promedio mostrado en la tabla 5.14.

Parámetro	Promedio
T.G.X (μm)	41.6
T.G.Y (μm)	45.94
%en Vol. precipitados	1.83

La figura 5.5, muestra la fotomicrografía del acero ultralimpio, austenizado a 1150 °C, durante 20 minutos. Como puede observarse en esta fotografía, se trata de una microestructura de granos de ferrita cuasi-poligonal, con una determinada cantidad de precipitados en matriz. Sin embargo, a diferencia de la microestructura obtenida a 1050 °C, la cantidad de partículas precipitadas fue inferior.



La figura 5.5, Fotomicrografía del acero ultralimpio, austenizado a 1150 °C

Nuevamente se midió el tamaño de los granos tanto en dirección longitudinal, como en la dirección transversal. Los resultados son un promedio de al menos 100 mediciones y se presentan en la tabla 5.15.

Parámetro	Promedio
T.G.X (µm)	47.6
T.G.Y (µm)	46.1
% en Vol. precipitados	1.3

La figura 5.6 presenta la microestructura observada en las muestras de acero ultralimpio, sometidas al tratamiento térmico de austenitización a 1200 °C. Al igual que en las dos muestras anteriores, estas presentaron una microestructura compuesta por granos de ferrita del tipo

ferrítico cuasi-poligonal, en la cual la cantidad de precipitados observados tanto en matriz como en límite de grano, es mínima.

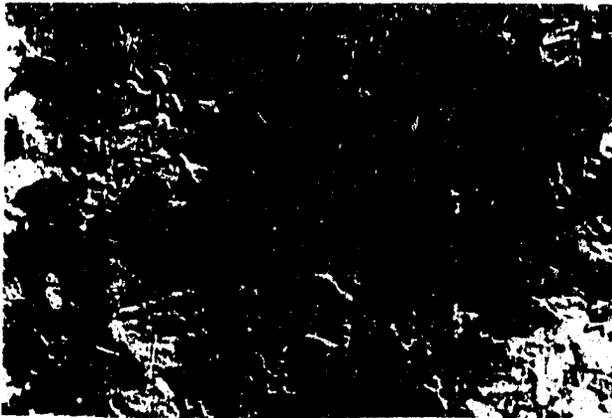


Figura 5.6 Microestructura observada en las muestras de acero ultralimpio, austenizadas a 1200°C.

El tamaño de grano, se midió en las direcciones longitudinal y transversal, realizando por lo menos 100 mediciones en cada una de dichas direcciones y los resultados se muestran en la tabla 5.16.

Parámetro	Promedio
T.G.X (μm)	54.7
T.G.Y (μm)	56.7
% en Vol. precipitados	1.0

De acuerdo con los resultados anteriores, se puede mencionar, que durante los tratamientos térmicos de austenización, se llevaron a cabo dos procesos, el de precipitación y probable crecimiento de los granos (1050 °C), y la de disolución de los precipitados (1200 °C). Esto se puede deducir, a partir de la información proporcionada por los resultados del % de la fracción en volumen de los precipitados, determinada para cada una de las temperaturas de recalentamiento. Las figuras 5.7a, 5.7b y 5.8 muestran la morfologías tanto de la matriz ferrítica

(cuasipoligonal) como de los precipitados los cuales presentaron una morfología de tipo ortorhombico y en matriz se observa la presencia de precipitados esféricos del tipo carburo de hierro, como se puede observar en la figura 5.8.



Figuras 5.7a y b Morfologías tanto de la matriz ferrítica (cuasipoligonal) como de los precipitados los cuales presentaron una morfología de tipo ortorhombico.

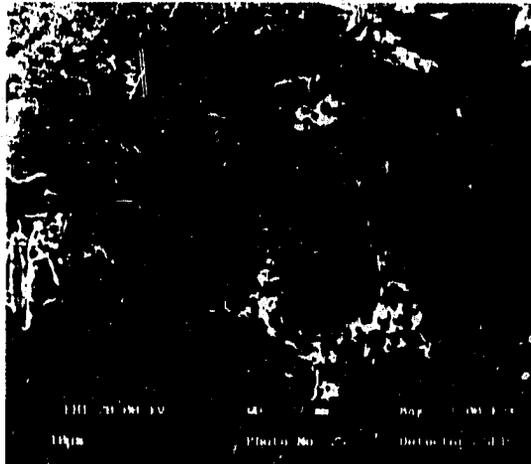


Figura 5.8 En matriz se observa la presencia de precipitados esféricos del tipo carburo de hierro.

Los microanálisis llevados a cabo en diversas regiones de la microestructura del planchón en la condición de colada y austenizados arrojaron la siguiente información: De acuerdo con el diagrama de la figura 5.9a, el cual muestra los picos de cuentas por segundo contra keV, se detectaron tres únicos picos, correspondientes a $Fe_{K\alpha}$, $Fe_{K\beta}$ y Fe_L . Los resultados de los microanálisis, presentan valores de 99.24 a 100% de hierro en matriz. Esto ratifica que la matriz está compuesta completamente por α -Fe. Debido a que no fue detectado ningún otro tipo de segregación ni en matriz ni en el límite de grano, se procedió a la identificación de los precipitados ortorrhombicos en matriz.

De acuerdo con los resultados de los microanálisis (mostrados en la figura 5.9b) realizados en el área matriz/precipitado, del lado de la matriz, se detectó la presencia de 94.24 wt% de Fe y 0.76 wt% de Ti.

Cuando los microanálisis se llevaron a cabo en la interfase matriz/precipitado, los resultados mostraron valores de aproximadamente 45% en peso de Fe y 55% en peso de Ti (figura 5.9c). Cuando los microanálisis se llevaron a cabo en el precipitado, los picos correspondieron únicamente a Ti y N, sin detectarse la presencia de otro elemento. La composición química, fue muy próxima al 50 at% de Ti y 50 at% de N, lo cual confirma que se trata de un precipitado de nitruro de titanio (figura 5.9d). Sin embargo, cuando los microanálisis se llevaron a cabo en el centro del precipitado, se detectó la presencia de elementos tales como $Ti_{K\alpha}$, $Ti_{K\beta}$, N y $Al_{K\alpha}$. Estos resultados sugieren la presencia de TiN/AlN (figura 5.9e).

Analizando los resultados de los microanálisis llevados a cabo en precipitados de nitruro de titanio en muestras tratadas térmicamente a 1050, 1150 y 1200 °C, se tiene lo siguiente: Los microanálisis llevados a cabo en precipitados en las muestras tratadas térmicamente muestran precipitados de nitruro de titanio, reportando composiciones de 50% atómico de Ti y 50% atómico de nitrógeno en áreas intermedias del precipitado, es decir a la mitad del precipitado. En regiones que corresponden al centro del precipitado, los resultados de los microanálisis, mostraron la presencia de Ti, N y Al, con composiciones promedio de 25 % atómico de Ti, 49% atómico de N y 26 % atómico de Al.

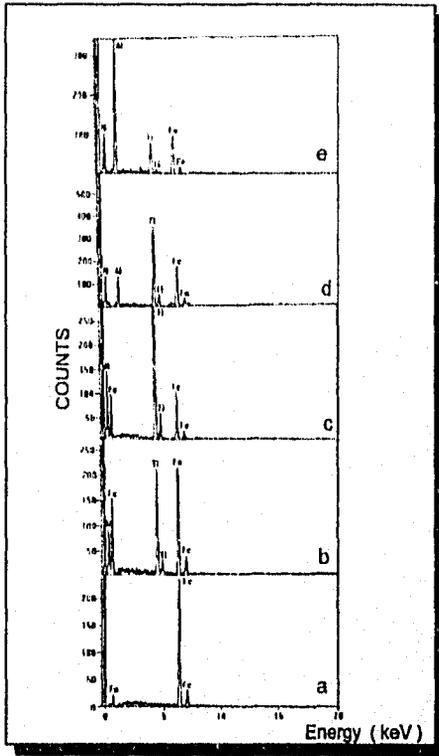


Figura 5.9 Microanálisis realizados en el acero IF



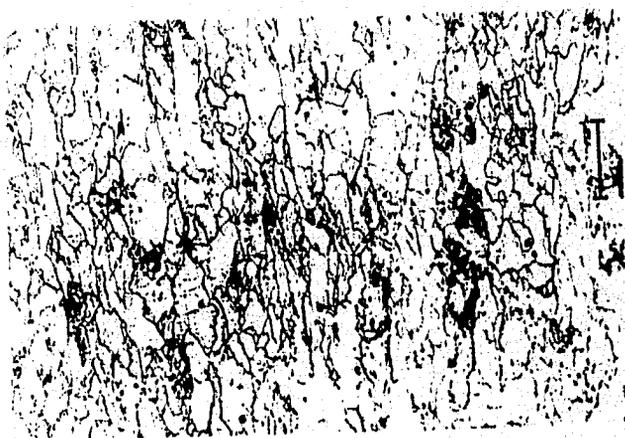
Previo a la laminación en caliente, se determinó la temperatura de transición, mediante un análisis térmico diferencial, detectándose una temperatura de 937.5°C para el inicio de la temperatura A_c3 . Estas temperaturas se encuentran registradas en la Figura 4.1.

Con el resultado de la temperatura de inicio de transformación de la austenita, se procedió a llevar a cabo un procedimiento de laminación el cual consistió en calentar los planchones a 1200°C , ya que esta fue la temperatura a la cual se tenía una menor cantidad de precipitados de nitruro de titanio y se programó terminar la laminación en caliente a los 950°C , temperatura a la cual se tiene una estructura austenítica, otro set de muestras se terminarían de laminar a los 850°C , temperatura que corresponde a la región bifásica (ferrita + austenita) y el último set de muestras se terminaría de laminar a los 680°C , temperatura a la cual se encuentra uno en la región ferrítica. La figura 5.1 muestra las dimensiones del planchon antes de laminar y al final de la laminación en caliente.

Las figuras 5.10, 5.11 y 5.12 muestran la microestructuras obtenidas en cada una de las muestras cuya temperatura de inicio de laminación fue de 1200°C y cuya temperatura final de laminación fue de 950°C, 850°C y 680°C, respectivamente. En dichas figuras se puede observar el grano ferrítico elongado y precipitados de nitruro de titanio en limite de grano. Así como también se detecta la presencia de precipitados esféricos del tipo de carburo de hierro.



Figura 5.10 Microestructura obtenida en una muestra cuya temperatura de inicio de laminación fue de 1200°C y cuya temperatura final de laminación fue de 950°C.



Figuras 5.11 Microestructura obtenida en una muestra cuya temperatura de inicio de laminación fue de 1200°C y cuya temperatura final de laminación fue de 850°C.



Figuras 5.12 Microestructura obtenida una de las muestras cuya temperatura de inicio de laminación fue de 1200°C y cuya temperatura final de laminación fue de 680°C.

Con el propósito de determinar el efecto del tratamiento termomecánico sobre la microestructura, se llevó a cabo microscopía electrónica de transmisión en partículas que presentaban una morfología del tipo presentado en las figuras anteriores. Las principales morfologías observadas en las muestras de planchón después de la laminación en caliente fueron TiN/AlN (figuras 5.13 y 5.14), $Ti_3C_2S_2$ (figura 5.15a y 5.15b), carburos de hierro (figura 5.16) y una partícula elongada estable de TiN (figura 5.17).



Figuras 5.13 y 5.14 Microfotografía (TEM) de la morfología del tipo TiN/AlN observadas en las muestras de planchón después de la laminación en caliente.



Figuras 5.15a y 5.15b Microfotografías (TEM) de la morfología del tipo $Ti_3C_2S_2$ observadas en las muestras de planchon después de laminar en caliente.

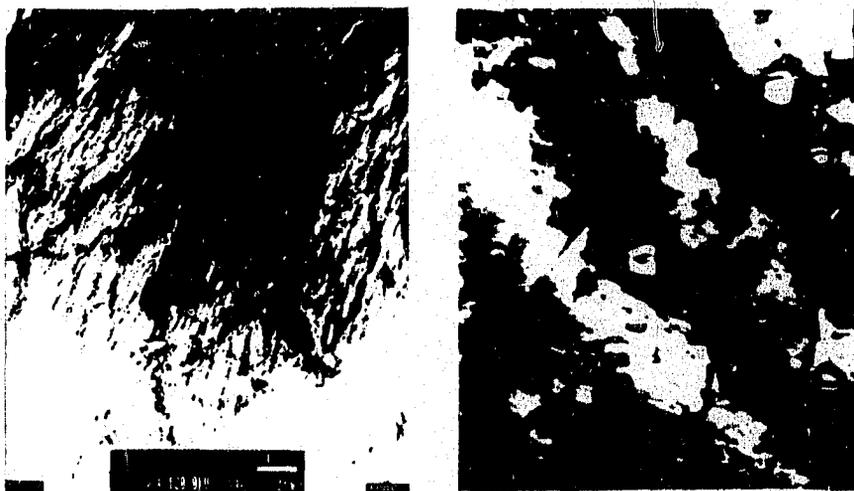


Figuras 5.16 y 5.17 Microfotografías (TEM) de la morfología del carburo de hierro (figura 5.16) y una partícula elongada estable de TiN (figura 5.17) observadas en las muestras de planchon después de laminar en caliente.

Los patrones de difracción característicos de estos precipitados se presentan en la figura 5.18. La transición de la descomposición del precipitado de TiN/AlN a $Ti_3C_2S_2$, se muestra en las figuras 5.19 a 5.20.

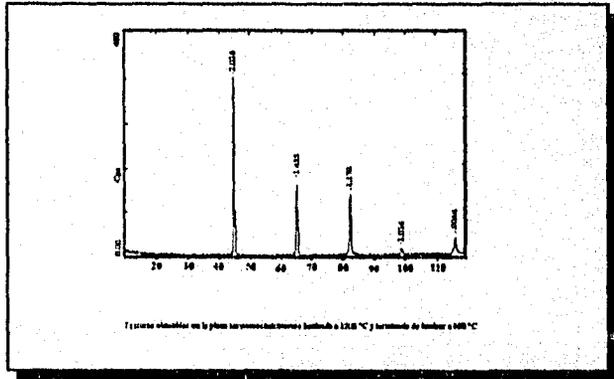
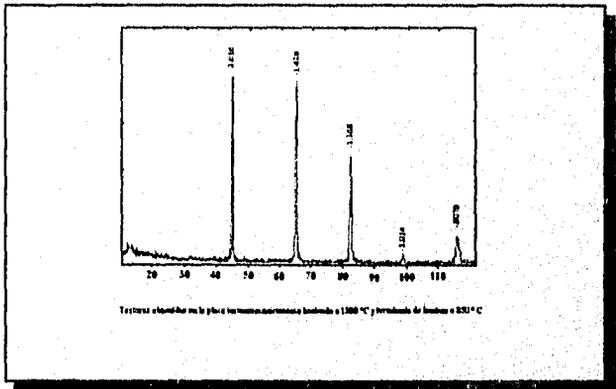


Figura 5.18 Patrones de difracción característicos de los precipitados obtenidos



Figuras 5.19 y 5.20 Transición de la descomposición del precipitado de TiN/AlN a $Ti_3C_2S_2$

Con respecto a las orientaciones de textura obtenidas en la placa tratada termomecánicamente se tiene que en la muestra laminada a 1200°C y terminada de laminar a los 950°C, los picos de mayor intensidad fueron aquellos relacionados con los planos 200, seguido por el 110 y el 211, en la placa laminada a 1200°C y terminada de laminar a los 850°C, los picos de mayor intensidad fueron aquellos relacionados con los planos 200, seguido por el 211 y el 110 y en la placa laminada a 1200°C y terminada de laminar a los 680°C, los picos de mayor intensidad fueron aquellos relacionados con los planos 110, seguido por el 200 y el 210. Por lo que la placa laminada a 1200°C y terminada de laminar a los 950°C fue la que presentó una mejor orientación de los granos, ya que los picos de mayor intensidad fueron aquellos relacionados con los planos 200 (ver figura 5.21).



Posteriormente a los tratamientos termomecánicos, la placa laminada en caliente se sometió a un proceso que simula la parte de enrollado, este tratamiento consistió en someter la placa a una temperatura de 730°C (1 hr por pulgada de sección) y posteriormente se dejó enfriar al horno hasta que alcanzó la temperatura ambiente, posteriormente se sometió a tratamiento mecánico de laminación en frío. Todas las placas se laminaron con un espesor inicial de 3 mm para llegar a obtener espesores finales de 0.3 mm llegándose a obtener un por ciento de deformación global de 84%.

Con respecto a las propiedades mecánicas de las placas laminadas en frío, las Tabla 5.16, 5.17 y 5.18 muestran los valores de resistencia a la tensión contra por ciento de elongación en la cual se puede observar que los valores de tensión variaron de los 700 a los 875 MPa con valores de elongación de los 6.25 a los 8.6.

Tabla 5.16 Valores en el punto de fluencia convencional (0.2 %)					
Probeta	Desplazamiento (mm)	Deformación (%)	Carga (kN)	Esfuerzo (MPa)	Módulo de Young (MPa)
1	0.1507	0.6028	0.1611	37.22	11910
2	0.2649	1.0600	.1933	44.66	16080
Promedio	0.2078 ± 0.0808	0.8312 ± 0.3230	0.1772 ± 0.0228	40.94 ± 5.27	13990 ± 2948

Tabla 5.17 Valores en el punto de máxima carga (Resistencia última a la tensión)				
Probeta	Desplazamiento (mm)	Deformación (%)	Carga (kN)	Esfuerzo (MPa)
1	3.410	13.64	3.306	763.9
2	2.550	10.20	3.487	805.8
Promedio	2.980 ± 0.608	11.92 ± 2.43	3.396 ± 0.128	784 ± 29.6

Probeta	Desplazamiento (mm)	Deformación (%)	Carga (kN)	Esfuerzo (MPa)
1	3.580	14.32	3.076	710.8
2	2.750	11.00	3.105	717.5
Promedio	3.165 ± 0.587	12.66 ± 2.35	3.090 ± 0.020	714.1 ± 4.7

Con el propósito de modificar el valor de resistencia a la tensión y por lo tanto el valor de elongación de las muestras laminadas en frío, estas se sometieron a tratamientos térmicos de recristalización, las temperaturas de tratamiento de recristalización fueron de 550°C, 650°C, 750°C y 800°C, con tiempos en segundos de 1, 10, 100, 1000 y 10000. De esas temperaturas, la que mejor respuesta dio fue la de 800°C, en lo que respecta al por ciento de elongación. La figura 5.39 muestra una serie de fotografías en las cuales se muestra la microestructura en la placa de acero laminada en frío y sometida al tratamiento térmico de recristalización, en la cual se puede observar como la microestructura y en particular el grano ferrítico ha recristalizado.

Finalmente la figura 5.22 muestra los resultados de las pruebas de tensión llevadas a cabo en las muestras de la lámina de acero ultralimpio en la condición de recristalización y en especial a tiempos de 1000 segundos de recristalización en la cual se puede observar que los valores de tensión toman valores de 10.02% de elongación entre los 240 a los 260 MPa, de última resistencia a la tensión entre los 350 a 380 MPa y de % de elongación entre los 35 a los 51.5. La muestra laminada a 1200°C, terminada de laminar a los 950°C, recocida a 730°C, laminada en frío con un 84% de deformación, recristalizada parcialmente a un tiempo de 1000 segundos y 800°C, mostró las mejores propiedades mecánicas obteniéndose valores de 0.02% de Y.S. de 250 MPa, de UTS de 367 MPa y un por ciento de elongación del 51.5%.

Las placas de acero ultralimpio, recristalizadas a 800°C y con tiempos de 1000 segundos, se ensayo con la prueba de estampado profundo, utilizando un embolo de 3 cm de diámetro y una prensa de 140 tons, dando un valor de la constante de Lankford de aproximadamente 1.5, 1.75 y 2.0 para las muestras cuya temperatura final de laminación fue de 680°C, 850°C y 950°C, respectivamente.

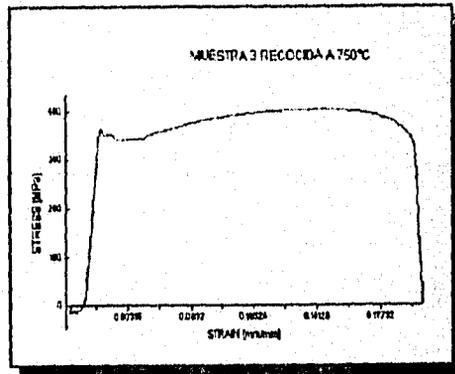
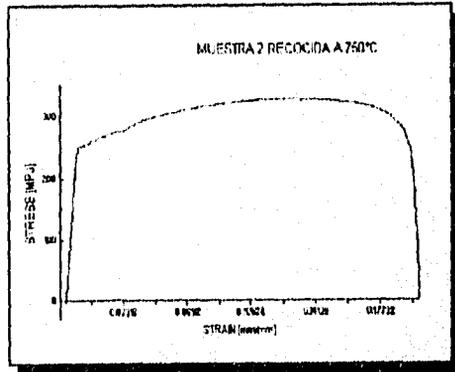
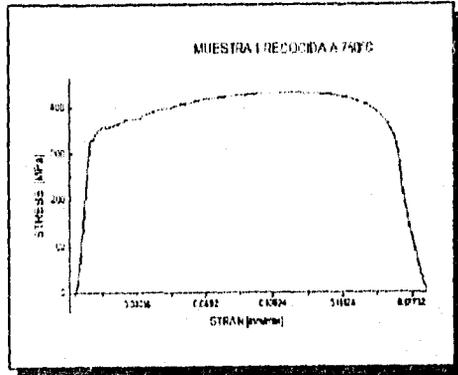


Figura 5.22 Resultados de las pruebas de tensión llevadas a cabo en las muestras de la lámina de acero ultralimpio

5.3 Conclusiones

De acuerdo con la investigación sistemática llevada a cabo en un acero ultralimpio fabricado en México, se determinó lo siguiente:

- i) La microestructura del acero ultralimpio mostró ser de matriz ferrítica con precipitados de TiN/AIN.
- ii) Estos precipitados mostraron mayor estabilidad que los TiN reportados en la literatura, por lo que la transición de TiN a Ti₄C₂S₂ se presenta en las muestras recristalizadas a tiempos mayores a los 100 segundos.
- iii) Las muestras laminadas en caliente que mostraron una mejor respuesta a la laminación en caliente fueron aquellas que se laminaron a los 1200°C y se terminaron de laminar a los 950°C.
- iv) Las muestras laminadas en frío y sometidas a la recristalización, presentaron que la recristalización se inicia a tiempos mayores a los 1000 segundos y se obtiene una recristalización cercana al 100% a los 10,000 segundos.
- v) Las muestras laminadas en frío y recristalizadas mostraron valores de elongación superiores al 50% y con valores de constante de Lankford cercanos a 2.
- vi) Por lo anterior se concluye que la lamina desarrollada en México para aplicación automotriz tiene una calidad de estampado extra profundo y esta en la transición de estar en la calidad de super estampado extra profundo, por lo que puede considerarse como un desarrollo tecnológico viable.

REFERENCIAS:

- 1.- O. Kwon and K. Z. Min, International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels-94, The Iron and Steel Institute of Japan, May, 1994, pp 9-12.
- 2.- H. Takechi, ISIJ International, **34** (1) (1994), 1-8.
- 3.- Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel: R. Pradhan, Editor, TMS, Warrendale, Pennsylvania, 1992.
- 4- R. G. Blosssey, 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, **2** (1989), 239-251.
- 5.- M. Nadif, D. Brachet: Production of Ultra Low Carbon Steel at Sollac, Durkirk, Steelmaking Conference Proceedings, **72** (1989), 227-233.
- 6.- T. Obara and D. Tsunoyama: Report of Committee on Low Carbon Sheet Steel, ISIJ, Tokio, (1987), 149.
- 7.- H. Takechi, O. Akisue and T. Yakushiji: Tsetsu-to-Hagané, **74** (1988), 1617.
- 8.-L. Meyer et al, International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokio, 1994, pp. 203.
- 9.-Forum Book, International Furum For Metallurgy of IF Steels IF. IFS-93 May 10-11, 1994 Tokio. The Iron and Steel Institute of Japan, Nissho Iwai Corporation.
- 10.-N.Takahashi, M. Shibata, Y. Furuno, H. Hayakawa, T. Asai and Y.Yamashita: Tsesu-to-Hagané, **68** (1982) S588.
- 11.-R. Yoda, I. sukatani, T.Inuoe and T. Saito, ISIJ International, **34** (1994) 70.
- 12.-H. Takechi, O. Akisue ISIJ International, ISIJ International, **34** (1991) 1.
- 13.-H. Kudielka and H. Rohde, Z.Krist., **111** (1960) 447.
- 14.-W. J. Lui, S. Yue and J. J.Jonas, Metall. Trans., **20A** (1989) 1907
- 15.-T. Miyoslii and S. Hashimoto, Tetsu-to-Hagane, **76** (1992) 862.
- 16.-H. Hayakawa et al, Tetsu-to-Hagane, **69** (1983) S594.
- 17.-H. Ohtaniet al., Calphad, **12** (1988) 225.
- 18.-I. Tsukatani et al., Tetsu-to-Hagane, **74** (1988) 1501
- 19.-T. Ohara and K. Tsunoyama: Report of Committee on Low Carbon Sheet Steel, ISIJ, Tokio, 1987, 149

- 20.-S. Hashimoto and T. Yakushiji, *Tetsu-to-Hagane*, 74 (1988) 1617.
- 21.- A New Era of Pneumatic Steelmaking, *Iron and Steelmaker* 10(8) August, 1993.
- 22.- R. J. Fruehan, *Ironmaking and Seelmaking*, 1 (1976) 33-38
- 23.-T. Kuwabar, T. Hiroaka, T. Nuibe, H. Fuji, S. Tanaka: "Production of Interstitial Free Steel Slabs" *Steelmaking Conference Proceedings*, Vol. 70, 1987, p 381-387.
- 24.-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.
- 25.- M. Nadif, D. Bracher: "Production of Ultra Low Carbon Steel at Sollac, Dunkirk", *Steelmaking Conference Proceedings*, Vol. 72, 1989, pp 227-233.
- 26.-H. Kondo, K. Kameyama, H. Nishikawa, K. Hamagami, t. Fuji: "Comprehensive Refining Process by the Q-BOP-RH Route for Ultra Low Carbon Steels", *Steelmaking Conference Proceedings*, Vol. 72, 1989, pp 235-239.
- 27.-D. A. Kittenbrink, W. Krajivk, M. Szatkowski: "The Start-up of the First RH-OB Degasser in North America", *Steelmaking Conference Proceedings*, Vol. 71, 1988, pp 299-310.
- 28.- M. A. H. van Es, A. van der Heiden, R. R. Beiser, R. Boom: "Metallurgical and Operating Results of the RH-OB Installation at Hoogovens Ijmuiden", *Fachberichte Huttenpraxis Metallwieterverarbeitung*, Vol. 24, No 10, 1986.
- 29.-A. V. Bradshaw and F. D. Richardson: "Vacuum Degassing of Steel", *The Iron and Steel Institute, Special Report No. 92*, May, 1965.
- 30.-H. Tanaka, Y. Ogura, K. Yoshiota, T. Hirosi, H. Yamana, M. Sako: "Development of Ultra Low Carbon Seels with Excellent Formability", *Nippon Kokan Technical Report (Overseas)*, No 48, 1987, pp 21-26.
- 31.- A. W. Cramb and M. Byrne, *Steelmaking Conference Proceedings*, Vol. 67, 1984, pp 5-13 y M. Byrne, A. W. Cramb and T. W. Fenicie, *Steelmaking Conference Proceedings*, Vol. 68, 1985, pp 451-463.
- 32.-Selected Powder Diffraction Data Metals & Alloys Data Book Volume 1 and 2 First Edition Published by the International Centre for Diffraction Data (JCPDS).
- 33.-Annual Book of ASTM STANDARDS Volume 1.04 Iron and Steels Products E8, A370

BIBLIOGRAFÍA

- Materials science and technology
a Comprehensive Treatment.
Edited by R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. Kramer.
Volume 7. "Constitution and properties of Steels"
Volume Editor F.B. Pickering.
pp. 335-401 "High Strength Low Alloy Steels."
by D.J. Naylor, W.T. Cook.
pp. 132-150 "Vacuum Degassing"
by P.F. Weinheim.

- Metals Handbook
Ninth Edition.
Edited by Joseph R. Davis, James P. Destefani.
Volume 10 "Materials Characterization"
pp. 302-342 "Microscope"
by Theodore B. Zorc.

- Metalurgia General.
V.G. Voskobonikov
V.A Kudrin.
Editorial. Mir Moscu.
pp. 52-68 "Arrabio, pelets"

- Introducción a la Metalurgia Física
Sidney H. Avner
Edit. Mc Graw Hill
pp. 30-38 "Microscopios metalúrgicos"

- Materials science and technology
a Comprehensive Treatment.
Edited by R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. Kramer.
Volume 15 "Processing of Metals and alloys"
Volume editor. Rober W. Cahn.
pp.371-429 "Recrystallization and Recovery"
by J.F. Humphreys.

- Metalurgia física para ingenieros
Albert G. Guy
Edit. Fondo educativo interamericano.
pp. 234-324 "Procesos de recristalización"

- Tecnología del acero
Lasheras, J.M.
Edit. Cedel
pp.205-240 varios

-Fabricación de Hierro, Aceros y Fundiciones.
Tomo 2
Apraiz Barreiro, J.
Edit. URMO, S.A. DE C.V.