



19  
20

**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO**

**FACULTAD DE INGENIERIA**

**FABRICACION DE ACEROS  
MICROALEADOS**

**T E S I S**

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:  
ING. MECANICO - ELECTRICISTA

P R E S E N T A N :  
CALZADA GUERRERO MARTIN  
NAVA RUIZ JOSE ANTONIO  
ROMERO CORREA JUAN CARLOS

DIR. ING. ARMANDO ORTIZ PRADO

MEXICO, D. F.

1986.



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

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

## I N D I C E

Introducción	Pág.
1.- Desarrollo histórico de los aceros microaleados.	I
2.- Fabricación de acero en hornos de inducción.	1
3.- Laminación en aceros.	11
4.- Tratamientos termomecánicos en aceros.	41
5.- Fabricación de aceros microaleados.	56
6.- Aplicaciones de los aceros microaleados.	62
7.- Desarrollo experimental.	97
8.- Comentarios y/o conclusiones.	114
9.- Bibliografía.	136

## INTRODUCCION

En los últimos años la necesidad creciente en la Industria Siderúrgica, por desarrollar materiales que reúnan óptimas condiciones en cuanto a propiedades mecánicas se refiere, y a la vez sea posible equilibrar los costos de producción, ha llevado a una serie de investigaciones. Estas investigaciones han logrado el desarrollo de nuevos procesos de fabricación, - con los que se pretende encontrar aceros que tengan altas resistencias sin afectar otras propiedades como la tenacidad y - soldabilidad por ejemplo, que son exigidas por industrias de - la construcción, automotriz, naval y petrolera principalmente; los aceros microaleados satisfacen estos requisitos.

Los aceros microaleados son una extensión de aceros grado estructural al carbono-manganeso, los cuales tienen un intervalo en resistencia a la fluencia de 250 a 550 MPa. Los aceros microaleados se caracterizan por la adición de pequeñas cantidades de aleantes, que van del orden de 0.01 a 0.08%, los cuales son el Niobio, Vanadio y Titanio principalmente. Estos aleantes forman carburos, nitruros ó carbonitruros, los cuales como se mencionará más adelante contribuyen a incrementar la resistencia del acero. La resistencia lograda por la presencia de microaleantes puede ser incrementada aún más con el proceso de laminación controlada, el cual ha ido a la par con el desarrollo de estos aceros.

Una infinidad de productos que requieren altas resistencias se han fabricado con aceros que contienen elementos tradicionales, tales como manganeso, carbono, níquel, cromo y molibdeno los cuales actúan como elementos endurecedores del acero, - sin embargo esto resulta costoso en algunas aplicaciones. Por otra parte, con los aceros microaleados es posible alcanzar niveles de resistencia iguales o mayores a los que se obtienen - con aceros que contienen elementos tradicionales, lo cual

permite disminuir el peso de los productos que se fabrican con dichos aceros. Esto significa que los aceros microaleados tienen una relación resistencia-peso elevada, la cual permite tener en general sustanciales ahorros.

El objetivo de este trabajo fué realizar una investigación y desarrollo sobre la fabricación de aceros microaleados al Niobio, debido a que este elemento en comparación con otros es más económico cuando se toman en cuenta las propiedades mecánicas. Por ejemplo, se agregan menores cantidades de Niobio de las que se tendrían que añadir de Vanadio para lograr niveles de resistencia similares.

El desarrollo e investigación de este trabajo consistió básicamente en :

- Búsqueda de información que induyero el desarrollo histórico de los aceros microaleados, así como aspectos - térmicos y teóricos lo más actualizados.
- La selección de la información se hizo lo más cuidadosamente posible, considerando básicamente el equipo -- con que se contaba en los laboratorios de Ingeniería - Mecánica del Anexo. Cabe señalar que la mayoría de la información encontrada era sobre los aceros al Niobio y al Niobio-Vanadio.
- Por otra parte el desarrollo práctico, para la fabricación del acero, al Niobio incluyó: Pnesta en marcha del horno de inducción; fusión, análisis metalográfico y la minación controlada del acero.

permite disminuir el peso de los productos que se fabrican con dichos aceros. Esto significa que los aceros microaleados tienen una relación resistencia-peso elevada, la cual permite tener en general sustanciales ahorros.

El objetivo de este trabajo fué realizar una investigación y desarrollo sobre la fabricación de aceros microaleados al Niobio, debido a que este elemento en comparación con otros es más económico cuando se toman en cuenta las propiedades mecánicas. Por ejemplo, se agregan menores cantidades de Niobio de las que se tendrían que añadir de Vanadio para lograr niveles de resistencia similares.

El desarrollo e investigación de este trabajo consistió básicamente en :

- Búsqueda de información que induyero el desarrollo histórico de los aceros microaleados, así como aspectos - térmicos y teóricos lo más actualizados.
- La selección de la información se hizo lo más cuidadosamente posible, considerando básicamente el equipo -- con que se contaba en los laboratorios de Ingeniería - Mecánica del Anexo. Cabe señalar que la mayoría de la información encontrada era sobre los aceros al Niobio y al Niobio-Vanadio.
- Por otra parte el desarrollo práctico, para la fabricación del acero, al Niobio incluyó: Puesta en marcha del horno de inducción; fusión, análisis metalográfico y la laminación controlada del acero.

## CAPITULO I

## DESARROLLO HISTORICO DE LOS ACEROS MICROALEADOS

El objetivo de este capítulo es dar un panorama histórico del desarrollo de los aceros microaleados al Niobio. Dicho panorama será cubierto dando al mismo tiempo las aplicaciones que dichos aceros han tenido a lo largo de su desarrollo; estas aplicaciones están dadas como:

- a) Solera
- b) Placa
- c) Barras y perfiles estructurales

En los años 50(s) la demanda de aceros de alta resistencia, alta tenacidad y de aceros estructurales soldables se intensificó, además de que la resistencia a la fractura frágil se convirtió en requisito indispensable en aceros de alta resistencia. Al mismo tiempo la industria de la construcción y de la transmisión de gas natural empezaron a exigir una mayor tenacidad y resistencia.

En 1957 pruebas de laminación que se hicieron en Pittsburgh, mostraron que la resistencia de placa estructural se incrementó notablemente por pequeñas adiciones de Niobio (aproximadamente 0.015%). Estas pruebas causaron interés en todo el mundo por la fabricación de aceros microaleados, en especial los tratados con Niobio.

a) Solera.

El primer acero microaleado comercial se fabricó como delgada solera laminada en caliente, tratada con Niobio, en la Great Lakes Division of National Steel. Esto ocurrió en 1957 y el acero fue llamado GLX-W, teniendo un esfuerzo de

cedencia de 300 Mpa. Esta resistencia se logró gracias al refinamiento de grano ferrítico (muy pequeño) y endurecimiento por precipitación de Niobio durante el enfriamiento.

Categorfa	C	Mn	Si	Nb	V	Otros
GLX-W	0.20	1	0.2	0.03	---	-----
VAN-80	0.18	1.8	0.3	----	0.09	N (0.015) Al (0.04)

Tabla I. Composición típica del GLX-W y VAN-80.

El siguiente paso en el desarrollo de aceros microaleados (solera microaleada al Niobio, laminada en caliente) se dió en 1969, cuando la Jones and Laughlin Steel Corporation usó Vanadio y Nitrógeno como adiciones microaleantes y fabricó de este modo el acero VAN-80. Este último se caracterizó por su grano fino, teniendo un esfuerzo de cedencia mínimo de 550 Mpa en espesores de 6mm., siendo más fuerte que el GLX-W, aproximándose, a la resistencia de aceros templados y revenidos. La fabricación del VAN-80 incluyó un pequeño sistema de enfriamiento por agua, el cual permitió una gran velocidad de enfriamiento (11-40°C/seg.).

En los años de 1970-71 fue introducido al mercado el acero VAN-80 tratado con tierras raras, y tuvo buena aceptación en aplicaciones tales como: fabricación de camiones, ferrocarriles y grúas. Las compañías acereras que desarrollaron analogías al VAN-80, descubrieron que el refinamiento de grano adicional se lograba por adición de Niobio y/o Vanadio, y debido a ello incorporaron Niobio a sus productos.

En 1972 Republic Steel introdujo el acero MAXI-FORM, teniendo un esfuerzo de cedencia por arriba de 552 Mpa; esta categoría contenía tanto Niobio como Vanadio, y tuvo bue-

na aceptación en el mercado debido a su combinación de alta resistencia y buena tenacidad, en espesores por arriba de 8mm.

Posteriormente compañías norteamericanas tales como Algoma, Dofasco e Inland introdujeron el laminado en caliente en lámina y solera (Tabla II), utilizando Niobio como microaleante para proporcionar endurecimiento y tenacidad.

Tipo	C	Mn	Si	Nb	V
Republic Maxi-form 80	0.08	1.6	0.5	0.06 a 0.15	0.08
Inland Hi-form 80	0.06	1.25	0.15	0.10 a 0.12	----
Dofasco 80F	0.10	1.65	0.9	0.005 a 0.1	----
Algoma Algoform 80	0.05	0.75	----	0.1	----

Tabla II. Composiciones típicas de los productos, laminados en caliente y con adiciones de Niobio.

Las aplicaciones que tiene la solera de acero laminada en caliente y microaleada al Niobio son las siguientes:

## Espesor

- 2-5 mm. Partes estructurales para automóviles, tales como rines y partes de chasis.
- 5-8 mm. Brazos de grúa, bastidor de camiones, torres de transmisión y postes de luz.
- 8-13 mm. Tubería soldada de pequeño diámetro, carros de ferrocarril, fabricación de equipo pesado y partes de equipo para labrar.

## b) Placa

El principal incentivo en la producción de acero tenaz, de alta resistencia, fue la demanda que la industria del gas natural exigía para transportar seguro y económicamente el gas natural en tuberías de gran diámetro, a altas presiones.

El primer paso en el desarrollo de aceros HSLA en placas consistió en agregar Niobio a aceros al carbono-manganeso semicalmados, para incrementar su esfuerzo de cedencia. Sin embargo, debido a que las placas eran de mayor espesor que las soleras su tenacidad no fue del todo satisfactoria, además influyó el hecho de que el incremento que se lograba en tenacidad por el refinamiento del grano, se veía disminuído con el endurecimiento por precipitación tan amplio que se lograba. Se trató de dar solución al problema anterior, y se logró aunque la mejora fue poco significativa: haciendo a los aceros completamente calmados; sin embargo, el mejor paso en el aumento de la tenacidad se dió cuando se comprendió lo importante del tamaño del grano ferrítico fino y de la laminación controlada.

En los años 60(s) la producción de aceros tratados con

Niobio comenzó y su uso se extendió como aceros X52, los cuales se produjeron por laminación controlada. En esta última se utilizaron temperaturas de finalización de 850°C, y mayores a 950°C por abajo del 30% de reducción. El contenido de carbono de estos aceros fue alto (0.25-0.3%).

El siguiente avance se logró al reducir el contenido de carbono

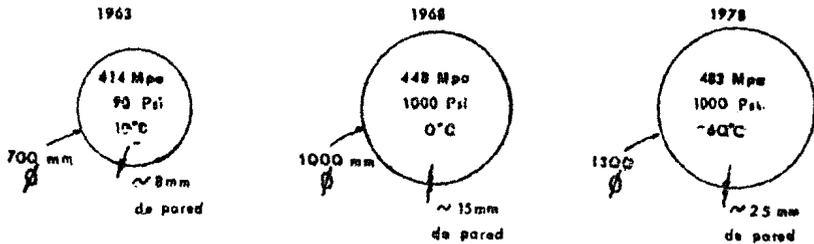


Fig. 1.- Cambio en las características de operación de líneas de tubería.

de estos aceros (totalmente calmados y tratados con Niobio) por abajo del 0.1%, lo cual resultó en un mejoramiento de la tenacidad (debido a la reducción en fracción de volumen de perlita) e incrementó su esfuerzo de cedencia, debido a la gran solubilidad de Niobio en austenita permitida por el bajo contenido de carbono (Tabla III).

Tipo	Composición típica			
	C	Mn	Si	Nb
PRS	0.1	1.4	0.2	0.05

Tabla III. Composición típica de aceros reducidos perlíticos.

Este último desarrollo permitió la fabricación y salida al mercado de aceros reducidos-perlíticos, tratados con Niobio, utilizando la laminación controlada. El esfuerzo de cedencia en estos aceros fue mayor a 450Mpa, para espesores de placa por arriba de 20mm, teniendo además buena tenacidad para condiciones más críticas que las que se presentaban en los años 60(s) (Tabla IV).

Alta resistencia	Esfuerzo de cedencia mínimo especificado	480-550 Mpa (X70-X80)
Resistencia a la fractura frágil	Temperatura Charpy de transición	-80°F (-63°C)
Resistencia a la fractura dúctil	Energía Charpy	Más que 50 ft-lb
Buen campo de solubilidad	Bajo carbono equivalente	C.E. menor que 0.4

Tabla IV. Propiedades requeridas en líneas de tubería para gas natural.

En 1970 se propuso un proyecto por parte de la North American Artic Gas, que consistía en el uso de un acero X70 ó X80 para la fabricación de tubería tipo Artic, que podía ser inmune a la fractura frágil a -62°C. Este proyecto surgió tres variantes:

- a) La primera involucró el uso de templado y revenido en aceros PRS tratados con Niobio, en estos la fina microestructura necesaria para lograr una temperatura de transición dúctil-frágil baja podía ser obtenida por control en la temperatura de transformación, con rápido enfriamiento en agua.

b) La segunda variante consistió en la producción de un acero PRS, tratado con Niobio-Vanadio, de grano muy fino usando un régimen severo de laminación controlada; además esta variante comprendió el uso de temperaturas bajas de finalización en el laminado (por abajo de 850°C) y deformaciones tan altas como el 70%; mucha tubería se ha fabricado con ese tipo de acero.

c) La tercer variante en la fabricación de acero para tubo tipo Artic, comprendió la producción de una microestructura ferrítica acicular. Esta se logró por una combinación de altos contenidos de Manganeso (2%), Molibdeno (0.35%) y Niobio (0.08%) sin la necesidad de un severo control en el laminado.

Posteriormente compañías como Inland Steel, Algoma y otras empezaron a producir placa de alta tenacidad, con contenidos de Niobio mayores al 0.1%. Algoma utilizó una temperatura de finalización del laminado de placas a 950°C, la cual fue usada en la fabricación de placa de acero, de 19mm. de espesor.

Las aplicaciones que tienen los productos de placa, tratados con Niobio, son las siguientes: tubería, puentes, equipo para petróleo y gas, etc. Las placas que tienen un espesor mayor a 5cm. son usadas en tanques de almacenamiento y en barcos; las placas que han sido templadas y revenidas son usadas en válvulas y accesorios, recipientes a presión, tubos, puentes, grúas, elementos de máquina importantes, etc.

c) Barras y perfiles estructurales

El Niobio se está utilizando para mejorar las propiedades mecánicas de barras. En estas se ha encontrado un incremento significativo en su esfuerzo de cedencia cuando se les adiciona Niobio (0.02%).

Resientemente se han producido barras con bajo contenido de carbono (0.2%), las cuales utilizan elementos microaleantes (particularmente Niobio) en la fabricación de productos soldables capaces de ser doblados.

El Niobio se usa también en otros productos, que se fabrican a partir de barra, los cuales requieren control en el tamaño de grano durante la normalización. En Europa se encontró que el refinamiento de grano puede ser logrado sin laminación controlada, si se utiliza Niobio en contenidos de más del 0.12%.

Otro desarrollo reciente es el uso del Niobio en aceros estructurales de alto carbono, tales como en rieles de acero. Los rieles que contienen Niobio han mostrado incremento en su vida, en tareas de servicio pesado.

Los tubos sin costura son otros productos que se han beneficiado con el uso del Niobio. En formas perforadas y estiradas en caliente el refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación, producidos por el Niobio, se combinan para lograr un esfuerzo de cedencia alta. En los países petroleros emplean tubería, con determinado porcentaje de Niobio, cuya resistencia está por arriba de los tipos X50 y X80.

Ventajas provenientes del uso de Niobio  
en otros tipos de aceros

El Niobio se adicionó por vez primera a aceros inoxidables austeníticos en 1933, para prevenir la sensibilización del acero, durante el tratamiento en caliente en el rango de temperaturas de 450° a 900°C, en su zona caliente durante las operaciones de soldadura.

Los aceros inoxidables ferríticos bajos en carbono, dependen precisamente de su contenido bajo en carbono para desarrollar excelente resistencia a la corrosión y ductilidad. Se encontró que estos contenidos bajos en carbono (menores del 0.02%) pudieron ser logrados por técnicas de descarbonación en la fabricación del acero, o por la adición de Niobio y Titanio.

Los aceros ferríticos de bajo carbono con una adición del 0.5% en Niobio, se utilizan en aplicaciones donde se tienen altas temperaturas, por ejemplo en convertidores catalíticos.

El uso del Niobio en maquinaria y herramienta de alta velocidad se está investigando, mostrando considerables promesas. Con respecto a esto último, se está haciendo énfasis en el reemplazo de Vanadio y otros elementos costosos (Molibdeno, Tungsteno, etc.) para desarrollar aceros menos caros, pero más eficientes.

Origen del Niobio

El mineral de Niobio está disponible en tres formas: concentrados de pirocloro, concentrados de columbite-tantalite y escorias de estaño, así como de lo último de las operaciones mineras de estaño. El pirocloro es la fuente más

importante para la obtención del Niobio, ya que abastece de este elemento al 85% del mundo.

El depósito más grande de pirocloro es la mina de CBMM en Araxa, en el estado de Minas Gerais en Brasil. Las reservas probadas de esta mina se estimaron en 460 millones de toneladas de minerales, con un contenido promedio en  $Nb_2O_5$  del 2.5%; estas reservas durarán 530 años. Hay tres depósitos más de pirocloro: Niobec en Canadá, Mineracao Catalao de Goias, y depósitos sin explotar en Zaire.

## C A P I T U L O    I I

## FABRICACION DE ACERO EN HORNOS DE INDUCCION

## Clasificación de los hornos eléctricos.

La manera en que se puede clasificar a los hornos eléctricos es basandose en el principio bajo el cual se lleva a cabo la fusión del metal. Esto es, la forma en que la energía eléctrica generará el calor necesario, para alcanzar la temperatura de fusión del metal en cuestión.

En términos generales se puede decir que hay dos tipos de principios eléctricos, por los cuales se funde la carga: por arco y por resistencia. Hay en consecuencia dos tipos básicos de hornos, los hornos de resistencia y los hornos de arco.

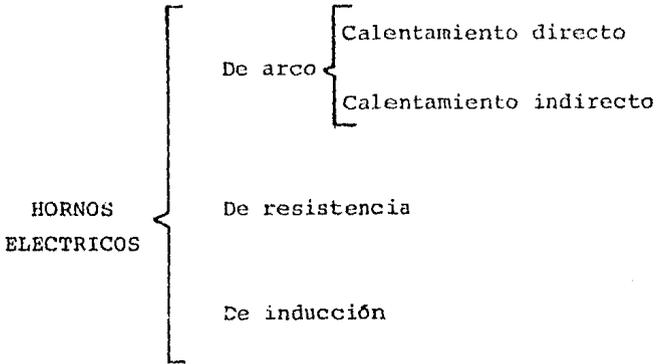
Para los hornos de arco se dirá que son de calentamiento directo, cuando la carga del material a fundir forme parte del circuito eléctrico, por el contrario cuando la carga no forme parte del circuito eléctrico el horno será de calentamiento indirecto. Así en los hornos eléctricos de arco la carga se calienta por medio del arco eléctrico que salta en el interior del horno entre los electrodos dispuestos para este fin.

En los hornos eléctricos por resistencia el material se calienta por el calor generado por el efecto joule, ( $P=RI^2$ ) es decir, por la resistencia que presenta la carga al paso de una corriente.

Por otra parte debido a las características tan especiales de los hornos de inducción, se acostumbra considerarlos como un tipo especial más, que como una subdivisión de los hornos de resistencia, dando entonces tres tipos principales

de hornos eléctricos: de arco, de resistencia y de inducción. En cuanto a los hornos de inducción se hará referencia a ellos con detalle más adelante, por ser en este tipo de horno donde se desarrolla la parte práctica del trabajo.

En el siguiente cuadro se resume la clasificación que se ha hecho de los hornos eléctricos, en la figura II-1 se ilustran esquemáticamente los hornos mencionados.



- CLASIFICACION DE LOS HORNOS ELECTRICOS -

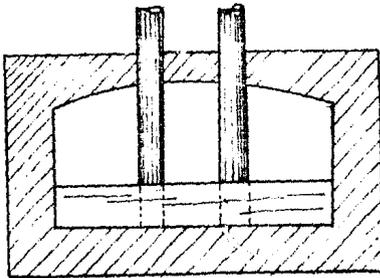
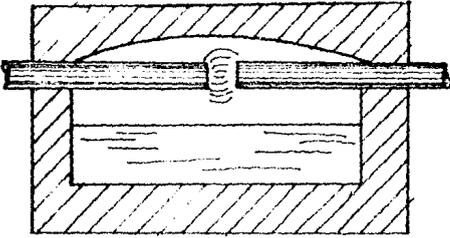
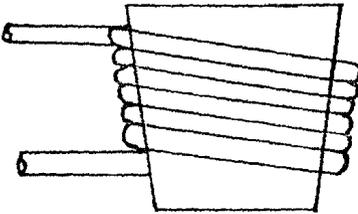


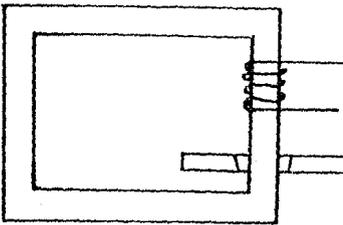
FIG. II. 1 HORNO DE CALENTAMIENTO DIRECTO.



HORNO DE CALENTAMIENTO INDIRECTO.



HORNO DE INDUCCION SIN NUCLEO.



HORNO DE INDUCCION CON NUCLEO.

## HORNOS DE INDUCCION

## Antecedentes Históricos.

El desarrollo de los hornos de inducción se remonta a fines del siglo XIX, cuando en el año de 1887 Ferranti inició experimentos de la fusión de metales mediante el principio de inducción eléctrica, el horno en el que comenzó a experimentar fue llamado horno de anillo; esto se derivó de que el metal estaba contenido en un recipiente en forma de anillo. En el año de 1897 Ferranti obtuvo la patente inglesa No. 700 para este tipo de horno.

Por otra parte, en Suecia en el año de 1900 Kjellin construye un horno de inducción el cual tenía una capacidad de 60 Kg y un consumo de energía de 78 Kw. Sin embargo, no fue posible que estos hornos tuvieran una aceptación a gran escala debido a que eran de tamaño muy grande con respecto a su capacidad, así como también fue un problema las bajas frecuencias que se empleaban para tener un factor de potencia adecuado.

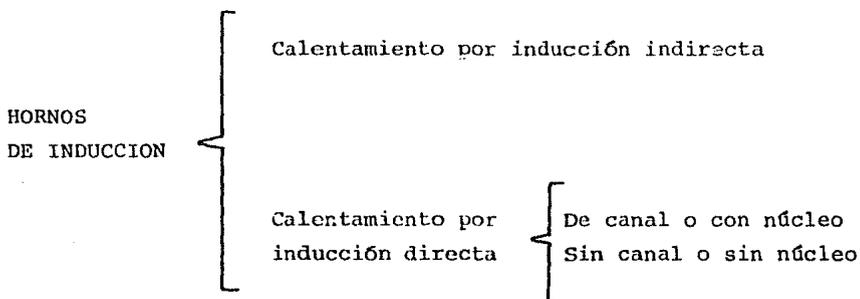
El desarrollo de los hornos de alta frecuencia fue a raíz de los experimentos del Dr. E.F. Northrup en Nueva Jersey, E.U.A., en el año de 1915, el principal problema de esa época era tener los equipos adecuados para poder generar una corriente de alta frecuencia. El primer horno dedicado a la fabricación del acero no comenzó a funcionar hasta octubre de 1927, fue instalado en la empresa "Edgar Allen y Cía.", en Sheffield, Inglaterra y tenía una capacidad de 225 Kg y una potencia de 125 Kw con una frecuencia de 2000 hertz.

A esto vino el desarrollo de transformadores triplicados de frecuencia de 500 Kw en 1933 por F. Braisford con los cuales se logró una eficiencia de operación del 95% corrigiendo así el factor de potencia.

En base a las ventajas ofrecidas por los hornos de inducción se popularizaron tanto en los últimos 30 años que actualmente existe toda una gama de capacidad en los hornos que van desde unos cuantos gramos hasta los de 60 t instalados en Canadá, Estados Unidos y Polonia, estos hornos tienen una potencia de 21 Mw y pueden fundir hasta 40 t de hierro gris por hora.

Clasificación de los hornos de inducción.

Se pueden clasificar mediante el principio de inducción bajo el cual se lleva a cabo el calentamiento y fusión, y por las características constructivas del horno, de la siguiente manera:



Calentamiento por Inducción Indirecta.

Debido a las características físicas de la carga y a las propiedades eléctricas del material a fundir en algunas ocasiones se emplea éste método, tal es el caso de materiales que son buenos conductores eléctricos, como por ejemplo cobre y aluminio por lo que no sería económico ni factible el tratar de generar el calor necesario para su fusión internamente en la carga. En éste caso se usa un cilindro calefactor o un crisol conductor, que por lo general es de grafito, ya que éste material tiene una resistencia específica más favorable que

la del material a fundir.

No soló las características eléctricas del material van a influir en el tipo de calentamiento por inducción que se emplee, también el tamaño de las piezas que componen la carga a fundir está compuesta por cilindros sólidos, el diámetro mínimo de estos será:

$$d_{\min} = 4 \left( \frac{\rho}{4 \pi^2 f} \right) \quad \begin{array}{l} \rho = \text{Resistividad del material} \\ f = \text{Frecuencia} \end{array}$$

Este método de calentamiento por inducción indirecta se emplea en muy pocas ocasiones a nivel industrial, siendo fundamentalmente aplicado a nivel de laboratorio.

Calentamiento por Inducción Directa.

El calor necesario para la fusión de la carga, será generado por la resistencia que la carga presenta al paso de una corriente. Cuando la corriente fluye en la carga del metal, los átomos empiezan a vibrar y la energía de esa vibración será transformada en calor, éste fenómeno mejor conocido como efecto de Joule o simplemente Ley de Joule, tiene una expresión con la cual se puede calcular la potencia disipada:

$$P = R I^2$$

donde: P = Potencia. (Watts)

R = Resistencia de la carga. (ohms)

I = Corriente inducida en la carga. (Amperes)

Otra forma de expresar la Ley de Joule sería:

$$P = V^2/R$$

donde: V = Voltaje

De esta expresión podemos observar, que para un material que presente una resistencia baja al paso de la corriente, la potencia se incrementaría notablemente, tal sería el caso del

cobre y aluminio, siendo antieconómica su fusión de ahí el empleo del calentamiento por inducción indirecta arriba señalado.

### Principios electromagnéticos de los hornos de inducción.

Los hornos de inducción se pueden considerar como transformadores en los cuales el primario lo forma la bobina que rodea al crisol o al núcleo dependiendo del horno de que se trate, ya sea con ó sin canal y el secundario lo constituye el metal mismo.

En base a lo anterior podemos calcular la corriente que se va a generar en la carga. Se sabe que en un transformador la relación que guardan la corriente y el voltaje entre el primario y el secundario, es función de la relación de vueltas que tenga cada bobina respectivamente, un mejor entendimiento de lo anterior se ve en la siguiente deducción.

Un voltaje  $V_1$ , aplicado al embobinado primario, que se ha considerado que tiene resistencia cero, produce un flujo que encadena todas las  $N_1$  vueltas, ya que se considera que no hay dispersión en el flujo, por tanto:

$$V_1 = e_1 = \frac{d\lambda_1}{dt} = N_1 \frac{d\phi}{dt} \quad (2-1)$$

donde:  $e_1$  = Voltaje primario inducido.

$\lambda_1$  = Encadenamiento de flujo.

$\phi$  = Flujo en el núcleo.

Debido a que no hay flujo de dispersión, el flujo  $\phi$  debe encadenar todas las  $N_2$  vueltas del embobinado secundario, el voltaje secundario inducido y el voltaje secundario en las terminales son iguales y se expresan por:

$$V_2 = e_2 = N_2 \frac{d\phi}{dt} \quad (2-2)$$

Una comparación entre las ecuaciones 2-1 y 2-2, muestra que la relación de voltaje es igual a la relación de vueltas:

$$\frac{V_1}{V_2} = \frac{e_1}{e_2} = \frac{N_1}{N_2} = a \quad (2-3)$$

Como se considera que en el caso ideal, el núcleo tiene una permeabilidad y resistividad infinita, entonces las fuerzas magnetomotrices del primario y del secundario serán iguales pero de signo opuesto debido a que la corriente que se induce en el secundario da lugar a un campo magnético que se opone al generado por la corriente del primario tenemos:

$$N_1 I_1 = N_2 I_2 \quad (2-4)$$

de donde: 
$$\frac{N_1}{N_2} = \frac{I_2}{I_1} = a$$

Potencia de Salida.

Está será la cantidad de energía convertida en calor dentro de la carga, existen varias expresiones para encontrar esta potencia de salida según sea el horno del que se trate.

Para un horno con canal, se tiene que la potencia de salida estará dada por la siguiente fórmula:

$$P = R_2 \frac{V_1^2}{N^2 (R_2^2 + L^2 w^2)} \quad (2-5)$$

donde:  $R_2$  = La resistencia de la vena de metal líquido que forma el secundario.

$V_1$  = Voltaje aplicado al primario.

$N$  = Número de espiras de la bobina primaria.

L = Inductancia

w = 2 f, siendo la f la frecuencia de la red.

Para un horno sin núcleo se tiene:

$$P = 2 \pi^2 K N^2 I_1^2 (d/e) (\rho \mu f)^{1/2} \quad (2-6)$$

donde: N = Amperes-vuelta de la bobina inductora

$I_1$  = Intensidad de corriente que circula por el primario

d = Diámetro de la masa de metal a fundir

$\rho$  = Resistividad del material

e = Espesor del tubo eléctrico, esta es la profundidad de penetración de la corriente eléctrica, en donde esta es de 36.7% el valor que guarda en la superficie

$\mu$  = Permeabilidad magnética ideal

f = Frecuencia de la corriente

K = Factor que depende de la relación del diámetro a la profundidad de penetración (d/e)

d/e	2	3	4	5	6	7	8	9	10	20
K	0.1	0.27	0.5	0.68	0.8	0.84	0.87	0.89	0.9	0.91

Tabla II. 1

La potencia desarrollada en el interior de la carga de un horno de alta frecuencia esta dada por:

$$P = N I^2 2\pi A D \sqrt{\rho f} \quad (2-7)$$

donde: N = Número de espirales por cm

I = Intensidad de corriente que circula por el primario

- A = Altura de cilindro  
 f = Frecuencia  
 $\rho$  = Resistividad del metal a fundir  
 D = Diámetro del cilindro del que se considera esta compuesta la carga

### Profundidad de Penetración

La profundidad de penetración es función de la frecuencia debido a que la corriente alterna de alta frecuencia tiene la tendencia a circular por la superficie del conductor.

La siguiente expresión da el valor de la profundidad de penetración en base a la resistividad del material a fundir y de la frecuencia de operación:

$$e = (\rho / 4 \pi^2 f)^{1/2} \quad (2-8)$$

donde: e = Profundidad de penetración, en donde la densidad de corriente es de 0.367 el valor que tiene en la superficie

$\rho$  = Resistividad del material abohm ( 1 abohm =  $10^{-9}$  ohm)

f = Frecuencia de operación

En base a experimentos efectuados por Brewer se concluyó que las condiciones necesarias para el calentamiento y fusión óptimos de la carga mediante inducción eléctrica, es que el diámetro del cilindro sólido que forme la carga sea aproximadamente 4 veces el valor de la profundidad de penetración calculada, para tener un buen efecto de calentamiento.

De lo anterior se puede concluir que la aumentar la frecuencia de operación del horno, los diámetros mínimos disminuirán, tal y como se muestra en la siguiente tabla.

Frecuencia (Hz)	Diámetro Optimo (mm)
50	140
200	70
500	50
2000	30

Tabla II.2

## Agitación del Metal Fundido

Cuando el metal se encuentra en estado líquido, va a ser sometido a fuerzas que crean una agitación del mismo. Estas fuerzas son debidas a que el pasode la corriente por la bobina primaria origina un campo magnético, cuya forma es un conjunto ovalado de líneas de fuerza que pasan a través de la parte interior de la bobina, tal y como se muestra en la figura 2-2. Dentro del metal fundido, también se genera un campo magnético, lo cual provoca una repulsión mutua, produciéndose una fuerza magnética  $F$ . El valor de dicha fuerza estará dada por la siguiente expresión:

$$F = BLI \quad (2-9)$$

donde:  $F$  = Fuerza magnética

$B$  = Campo magnético

$I$  = Corriente que circula por el conductor

$L$  = Longitud del conductor

La ecuación anterior expresa que un conductor por el que circula una corriente  $I$ , el cual esta sometido a un campo magnético  $B$ , va a sufrir una fuerza de repulsión  $F$ , dicha fuerza tiene una dirección perpendicular a las líneas de campo magnético, que se forma en la bobina, debido a la distribución de las líneas de este campo, provocará una elevación convexa en el baño a la cual también se le denomina cresta o menisco. La agitación y la altura del menisco es función principalmente

de la frecuencia de operación del horno y de la potencia inducida.

El índice de elevación del baño está dado por la siguiente fórmula:

$$h_e = K \frac{N_i}{(f)^{1/2} V_c} \quad (2-10)$$

donde:  $h_e$  = Índice de elevación

$f$  = Frecuencia

$K$  = Factor que depende de las características del material

$N_i$  = Potencia inducida

$V_c$  = Volumen del crisol

El valor del índice de elevación es una limitante que impide la existencia de hornos de frecuencia de red o de bajas frecuencias, que sean a su vez de poca capacidad de crisol, por lo que el horno de frecuencia de red de menor capacidad de crisol es de 1.5 t de acero fundido.

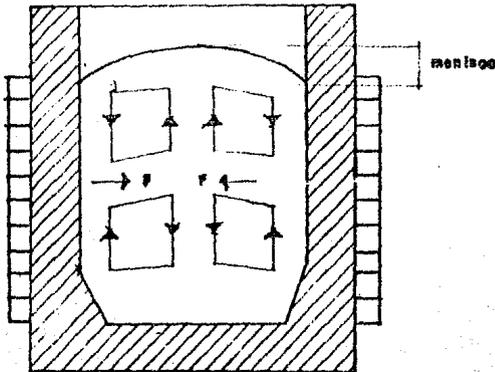


FIG. II. 2a

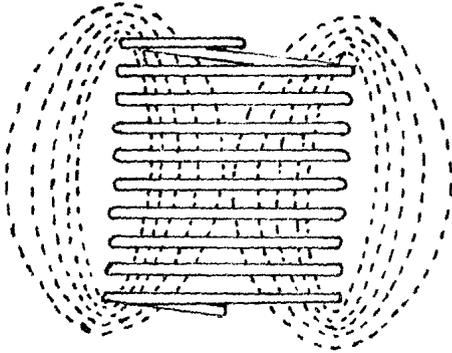


FIG. 11. 2b

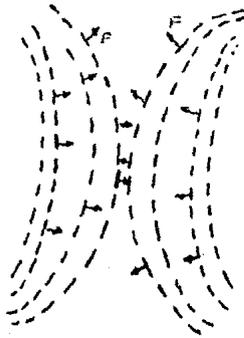


FIG. 11. 2c

A continuación se muestra un resumen de las frecuencias recomendadas para los hornos sin canal y su capacidad correspondiente.

De 50 a 500 Hz -----	Hornos de 2 o más toneladas
500 a 1000 Hz -----	Hornos de 500 Kg a 1 t
1000 a 3000 Hz -----	Hornos de 50 a 500 Kg
3000 a 10000 Hz -----	Hornos de 10 a 50 Kg
Más de 100 000 Hz -----	Hornos hasta de 10 Kg

El índice de elevación es también una limitante con respecto a la máxima densidad de potencia que se puede emplear para cierta frecuencia de operación del horno. Por esto se podrá tener una mayor potencia al incrementarse el valor de la frecuencia, esto para una capacidad de crisol fija.

#### HORNOS SIN NUCLEO O DE CRISOL

Las figuras 2-3 y 2-4 ilustran este tipo de hornos. Como se puede apreciar constan esencialmente de un crisol de material refractario rodeado de una bobina helicoidal, por esta bobina circula una corriente alterna suministrada por la fuente de poder. Dicha corriente genera ondas electromagnéticas en el horno que interfieren con la carga que se encuentra dentro del crisol, induciendo una corriente. Debido a la resistencia del metal al flujo de esta corriente se produce calor realizándose de esta manera la fusión.

Estos hornos a su vez pueden clasificarse en base al tipo de circuito magnético que tengan, esto es en:

- Hornos con circuito magnético abierto
- Hornos con circuito magnético cerrado

En los hornos de circuito magnético abierto se tiene, que el flujo magnético pasa a través del aire, fuera del crisol, en la construcción de estos hornos deben emplearse materiales no magnéticos.

Por otra parte los hornos de circuito magnético cerrado son aquellos donde el flujo magnético, fuera del crisol es guiado por yugos magnéticos que se fabrican de material usado en la construcción del núcleo de los transformadores.

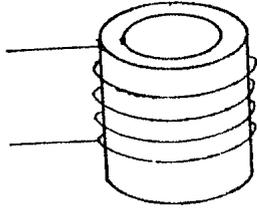


FIG. 11. 3

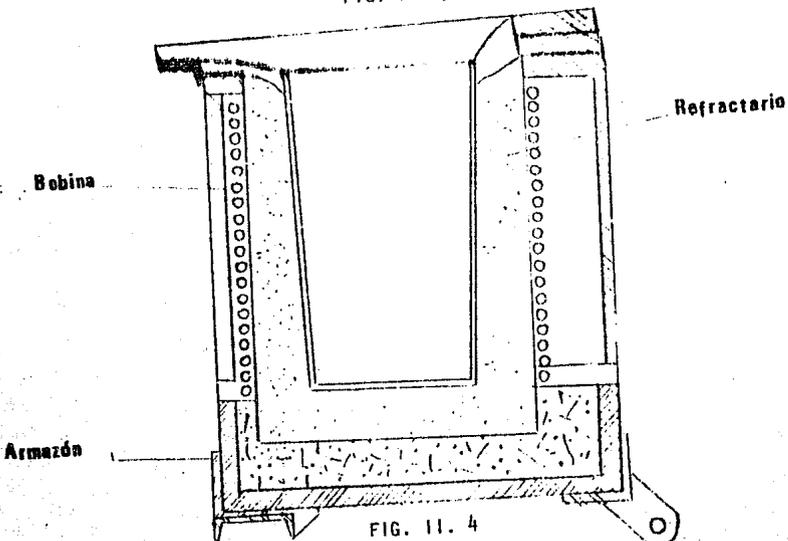


FIG. 11. 4

## HORNOS DE CANAL O CON NUCLEO

Las figuras 2-5 y 2-6 ilustran estos hornos. La misma acción de transformador constituye el principio de operación de este tipo de hornos cuyos elementos básicos son una bobina primaria o inductor devanada alrededor de una pierna de un núcleo de hierro laminado tipo transformador y un ducto o canal que rodea la misma pierna del núcleo. Este canal contiene metal fundido y está conectado en su superficie superior al metal contenido en la cámara principal del horno y constituye la trayectoria por la cual fluye corriente inducida. En este caso el núcleo se utiliza para mejorar el acoplamiento magnético entre la bobina primaria y el canal.

Para poner en marcha este tipo de horno, se necesita tener metal fundido en el canal, siendo preciso además mantener el equipo encendido día y noche para evitar que se solidifique el metal.

## Aplicaciones de los hornos de inducción

En este tipo de hornos se fabrican aceros de alta calidad, utilizándose principalmente para la elaboración de:

- a) Aceros de alta calidad para herramientas.
- b) Aceros de alta aleación (rápidos o también inoxidables).
- c) Aceros refractarios.

## Ventajas y desventajas de los hornos de inducción

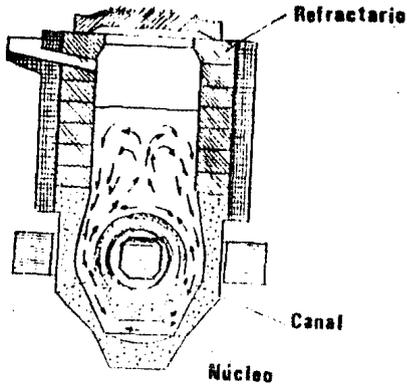


FIG 11. 5

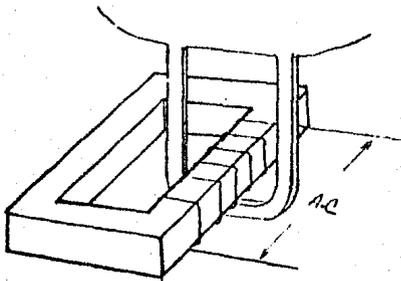


FIG. 11.6

Para los hornos tipo canal se tiene:

#### Ventajas

- 1) Cargas grandes de metal fundido con bajos requerimientos de potencia.
- 2) Eficiencia más elevada para convertir la energía eléctrica en calor.
- 3) Excelente para pequeñas fundiciones que se especializan en vaciar piezas grandes.

#### Desventajas

- 1) Falta de flexibilidad para el cambio de aleaciones.
- 2) Costos más elevados de refractarios.
- 3) El horno debe permanecer encendido día y noche sin interrupción.

#### Hornos sin núcleo

#### Ventajas

- 1) Flexibilidad para cambiar aleaciones.
- 2) Utilización de chatarra ligera.
- 3) La agitación del metal fundido asegura homogeneidad.
- 4) Aplicación de potencias elevadas a cargas relativamente pequeñas.

## MARCHA DE LA OPERACION PARA LA FABRICACION DE ACERO.

La fabricación de acero en el horno de alta frecuencia es relativamente sencilla, ya que casi siempre se reduce a una simple refusión, en forma algo parecida a como se hacía en el antiguo procedimiento del crisol.

Sin embargo, hay algunas diferencias importantes con la antigua fabricación de acero en crisoles. En primer lugar; en el horno de alta frecuencia hay un gran movimiento en la superficie del baño, mientras en el crisol, en cambio se realiza en completa calma.

La agitación del baño permite obtener una temperatura muy elevada y homogénea, fácil de controlar y una buena mezcla y difusión de los elementos de aleación. Por eso, no se encuentran en los aceros fabricados en horno de alta frecuencia, zonas heterogéneas, como algunas veces ocurría con los aceros al crisol. Por lo tanto, el movimiento del baño puede considerarse como una ventaja.

Como el calor se origina en el interior de la carga; la fusión es muy rápida y hay solamente una pérdida muy ligera de elementos oxidables como el cromo, molibdeno, etc., que en cambio se pierden casi en su totalidad en el horno de arco. Generalmente se puede conocer con bastante exactitud la composición del baño por análisis previo de las diversas materias cargadas.

Casi siempre se cargan al principio todos los elementos que entran en la composición del acero, excepto pequeñas cantidades de ferroaleación y desoxidantes que se añaden al final.

Por no llegar a sufrir el baño una oxidación intensa; la cantidad de desoxidantes que se añaden, es menor que la que exigen

otros procesos y, por esta razón también el acero suele resultar más limpio y libre de inclusiones que en los aceros fabricados por otros métodos.

Una particularidad importante del horno de inducción es la acción electrodinámica de la corriente sobre el baño. Esta acción provoca una agitación tanto más viva cuanto menor es la frecuencia, y resulta casi tumultuoso en el caso de la corriente de baja frecuencia. El movimiento del baño dentro del crisol hace que el baño tenga, durante todo el proceso la superficie convexa.

En los hornos de alta frecuencia, el baño está mejor protegido contra la acción de la atmósfera exterior que en el crisol, la escoria que cubre superficialmente el baño suele estar más fría que el acero, el revés de lo que sucede en el horno de arco en el que la escoria al ser atravesada por el arco suele estar muy caliente.

La operación se inicia cargando primero la chatarra pesada previamente, generalmente se considera que en el proceso no hay pérdida alguna de ningún elemento y se calculan las cargas de manera que el conjunto de todas ellas tengan la composición del acero que se desea obtener. En los hornos ácidos se suele añadir trozos de vidrio para formar la escoria y en los hornos básicos un poco de cal.

Cuando el horno está lleno, se hace pasar la corriente y la carga metálica del crisol comienza a ser atravesada por corrientes de inducción que calientan primero la chatarra situada exteriormente, cerca de la pared del horno y luego este calor se transmite por conducción a la zona central. En un horno de 500 Kg. con 350 KWh, la fusión tarda en realizarse de 45 min a una hora, según el carácter de la carga.

Cuando todo el baño está fundido y se ha homogeneizado

la temperatura, se hacen las adiciones de los desoxidantes ferromanganeso, ferrosilicio, etc., se continúa durante algún tiempo calentando hasta la temperatura conveniente, que se efectúa comprobando por medio del pirómetro de inmersión. Luego se quita la corriente y se efectúa la colada.

### REFRACTARIOS

En la industria siderúrgica se dedica especial atención a los refractarios, que en forma de ladrillos, polvos y preparados especiales, se emplean para la construcción de las paredes, soleras, bóvedas, revestimientos, conductos y accesorios especiales de los hornos.

Además de soportar altas temperaturas que se desarrollan en los hornos, los refractarios deben resistir la acción de metales fundidos, de escorias y de gases calientes que intervienen en las operaciones de fabricación del hierro y del acero.

La mayor parte de los refractarios son materias cerámicas fabricadas generalmente por cocción y están constituidos por óxidos de elevada temperatura de fusión, como lo son la sílice,  $\text{SiO}_2$ , la alúmina  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , y la magnesia  $\text{MgO}$ . Los más utilizados en la fabricación de acero, se clasifican en tres grupos principales: ácidos, básicos y neutros, según sea la naturaleza de los óxidos que contienen.

ACIDOS { Sílice  
Sflico-Aluminosos

BASICOS { Dolomfa  
Magnesita  
Cromo-Magnesita

NEUTROS { Cromo  
Grafito  
AlGmina

#### Refractarios ácidos

##### Sílice.

Una de las propiedades más importantes de los ladrillos siliciosos es su gran resistencia a la compresión a temperaturas elevadas, (1550 a 1650°C), muy próximas a su punto de fusión, no obstante que la sílice pura funde a 1725°C, temperatura ligeramente superior a la de fusión de los aceros, mantiene perfectamente su elevada resistencia a la compresión de aproximadamente  $2\text{Kg/cm}^2$ .

Su composición aproximada es la siguiente:

95%  $\text{SiO}_2$     1%  $\text{Al}_2\text{O}_3$     0.5%  $\text{Fe}_2\text{O}_3$     1%  $\text{CaO}$

Otra de sus más valiosas características es que toleran concentraciones relativamente elevadas de cal y de óxido de

hierro, que con frecuencia se depositan sobre los ladrillos, esto sucede en las caras internas de los ladrillos utilizados para la construcción de las bóvedas de los hornos para fabricación de acero.

Además por otro precio es menor que el de los ladrillos básicos, si se considera que el precio aproximado de los ladrillos sílico-aluminoso es de 1, el de los de sílice es de 3.25 y el de los ladrillos de magnesita es de 4.30 aproximadamente.

Una propiedad importante que durante muchos años ha hecho a los ladrillos de sílice casi insustituibles para la fabricación de bóvedas, es que además de su gran resistencia a la compresión a 1,650°C, estos ladrillos no sufren variaciones sencibles de volumen al variar la temperatura de 600 a 1600°C, esto es una gran ventaja porque empleando estos ladrillos, son muy pequeños los movimientos de la estructura y bóvedas de los hornos durante la fabricación de acero.

#### Aplicación

Actualmente los ladrillos de sílice se aplican en la construcción de las cámaras de los hornos de coque.

#### Ladrillos sílico-aluminosos

Estos son los refractarios de mayor consumo y los que tienen mayores aplicaciones en la industrias metalúrgicas y siderúrgicas son más baratos que todos los demás refractarios, resisten muy bien sin agrietarse calentamientos y enfriamientos sucesivos pero no pueden utilizarse a temperaturas tan elevadas como los ladrillos siliciosos o los de magnesita.

Su composición aproximada es la siguiente:

32-45%  $\text{Al}_2\text{O}_3$       0.1-3%  $\text{Fe}_2\text{O}_3$       0.1-1% CaO      resto  $\text{SiO}_2$

Este tipo de ladrillo se ha fabricado durante muchos años por simple prensado y cocción de diferentes arcillas que con una cierta cantidad de agua mezcladas con 50 a 90% de chamota, que está constituido por pequeños trozos de ladrillos que han resultado defectuosos en la fabricación.

La chamota, es un material de relleno, es inerte en la cocción y se incorpora a la mezcla para evitar así el agrietamiento que la arcilla experimenta en el calentamiento durante la fabricación, debido a la fuerte contracción que sufre cuando llega en el calentamiento a los 900°C. La chamota, como ya ha sido cocida previamente no sufre esta contracción y así evita el agrietamiento de los ladrillos durante la fabricación.

Los ladrillos de 32%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  se emplean hasta temperaturas de 1250°C y los de mejor calidad con 45%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  se emplean para temperaturas hasta de 1400°C para ambos casos debe evitarse que tengan contacto con escorias.

Los ladrillos sílico-aluminosos se fabrican de casi todas las composiciones de la serie sílico-aluminosos desde 97% de sílice a 98% de alúmina, exceptuando el intervalo de 2.5 a 12% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , para su baja temperatura de fusión pero aún en esta composición se fabrican también algunos morteros para la reparación de hornos. Sin embargo, el de mayor consumo corresponde a los ladrillos sílico-aluminosos de 25 a 45% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  que son los más baratos.

Entre estos se fabrican distintos tipos que se diferencian entre sí por su composición y calidad, que dependen principalmente del contenido de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  y en ocasiones del proceso de fabricación.

## Aplicación.

Los ladrillos sílico-aluminosos fueron el primer material refractario artificial utilizado para la fabricación del hierro y del acero, hoy en día son los más empleados de todos los refractarios alcanzando un consumo aproximado de 75% del total. Los empleos más comunes en la industria siderúrgica son:

En los altos hornos, casi todo el revestimiento se suele construir generalmente con este tipo de refractarios con 40 a 49% de  $Al_2O_3$  prensados en seco. También las estufas de los altos hornos se revisten con estos refractarios de estructura densa.

En los hornos Siemens, se construyen todas aquellas partes no sometidas a condiciones severas, es decir conductos de gas y aire, gasógeno, chimeneas.

También se emplea material sílico-aluminoso en todas las instalaciones del pozo de la colada, el pico de la sangría de los hornos, cucharas bebederos, mazarotas, etc. Finalmente se construyen con material sílico-aluminoso infinidad de hornos necesarios en la industria del hierro y del acero como por ejemplo; toda la gama de hornos de laminación y forja, hornos de foso, hornos de empuje, hornos de recalentar, hornos de chapa y hornos de tratamiento térmico.

## REFRACTARIOS BASICOS

### Dolomía

Reciben el nombre de dolomitas o dolomías ciertas rocas relativamente abundantes en la naturaleza, muy parecidas en su aspecto a las rocas de caliza. Suelen presentarse con

impurezas de alúmina, sílice y óxido de hierro en cantidades variables de 0.5 a 4%, una composición típica de una dolomía sin calcinar es la siguiente:

30% CaO    20% MgO    45% CO<sub>2</sub>    2% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>    1.5% SiO<sub>2</sub>    0.5% FeO

En general cuanto mayor sea el contenido de magnesita mejor se considera la calidad de una dolomía para utilizarla como refractario. La dolomía no se puede utilizar en forma natural, para ser empleada deben separarse los productos volátiles, agua y anhídrido carbónico que contienen, por lo que se emplea después de calcinada.

Las rocas dolomíticas calentadas a 1200°C se transforman en una mezcla de óxido de cal y óxido de magnesio, que recibe el nombre de dolomía y es el producto que generalmente en forma granulada y en ocasiones en forma de ladrillos, se emplea como refractario en los hornos.

La magnesita tiene un punto de fusión de 2800°C y la cal de 2500°C, las mezclas de cal y magnesita que también son altamente refractarias tienen su punto de fusión generalmente superior a 2300°C.

Es interesante notar que la calcinación de la dolomía sea perfecta porque así será menor su porosidad, ofrecerá menos superficie de ataque a la escoria, al metal y a los óxidos. Cuando se emplea dolomía más calcinada, al calentarse en el horno sufre, la contracción que debía haberse producido en la calcinación lo que origina grietas en la solera de los hornos por los que se introduce el material y la escoria, cuando mayor sea la densidad, mejor es la calidad de la dolomía ya que su densidad está relacionada con la contracción que experimenta.

## Aplicación

El empleo más importante de la dolomía molida a tamaño fino o mediano es la reparación de revestimientos de los hornos básicos de fabricación de acero. También se fabrican ladrillos y bloques de dolomía que se utilizan para la construcción de la base de soleras y paredes de hornos básicos.

## Magnesita

La magnesita es uno de los refractarios clásicos y más utilizados en las instalaciones siderúrgicas. Su principal constituyente es el óxido de magnesio  $MgO$  también denominado periclasa, cuyo punto de fusión es muy elevado  $2800^{\circ}C$ . Se obtiene generalmente por calcinación de mineral de magnesita que en la naturaleza se presenta en forma de carbonato de magnesio  $CO_3Mg$ , o del hidrato de magnesio,  $Mg(OH)_2$  obtenido a partir del agua de mar y finalmente en menor proporción de yacimientos minerales en forma de hidróxido de magnesio "brucita", la magnesita mineral contiene pequeñas cantidades de minerales accesorios tales como dolomita (serpentin), talcos (chalcoduny) y cuarzo.

Una de las principales propiedades de la magnesita además de su elevada temperatura de fusión, es una buena resistencia al ataque de escorias constituidas por óxidos de hierro y cal.

Su composición típica es la siguiente:

1.7-5.4%  $SiO_2$  0.4-2.3%  $Al_2O_3$  0.5-8.2%  $Fe_2O_3$  1.8-5.7% CaO  
86-98% MgO

El proceso para la obtención de magnesita, es quemando inicialmente el carbonato de magnesio, la temperatura de

quemado varía desde 1540 a 1845°C dependiendo del tipo de pureza del producto, este se disocia formandose óxido de magnesio MgO y dióxido de carbono CO<sub>2</sub> gaseoso, en el caso del hidróxido se produce el mismo material MgO y vapor de agua. El dióxido de carbono y el vapor de agua escapan con los gases del horno. El producto quemado consiste principalmente de partículas de magnesita MgO bajo la forma de periclase y una porción de granos finos de cristales de silicatos de magnesio y de calcio.

#### Aplicación

La magnesita se usa en forma de ladrillos para la construcción de la base de las soleras de los hornos y la parte inferior de las paredes de los hornos hasta la línea de escoria. En forma de polvo o de partículas del tamaño de granos de arroz, se emplea también para la preparación de las soleras de los hornos de fusión de acero.

Los ladrillos de magnesita de buena calidad se caracterizan, aparte de su carácter altamente básico, porque son particularmente resistentes a las escorias ricas en cal y óxidos de hierro siendo capaces de absorber más que su propio peso de óxido de hierro antes de fallar en trabajo.

#### REFRACTARIOS NEUTROS

##### Cromita

Los ladrillos de cromita están constituidos principalmente por óxido de cromo, que es un óxido raro y difícil de encontrar en la naturaleza y aparece con frecuencia combinado con minerales de hierro, formando un compuesto complejo de hierro y cromo. Cuando el compuesto es puro, su fórmula es FeOCr<sub>2</sub>O y contienen 66% de cromita Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, pero los minerales utilizados en la fabricación de estos refractarios son de composición muy diversa siendo normal que con-

tengan porcentajes de 35 a 40% de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ .

Estos ladrillos están constituidos aproximadamente por:

40%  $\text{Cr}_2\text{O}_3$     15%  $\text{MgO}$     20%  $\text{Al}_2\text{O}_3$     15% de óxido de Fe, Si

#### Aplicación

Son refractarios típicamente neutros y sirven para fabricar ladrillos que se comportan bien en contacto con los ladrillos ácidos y los básicos. Se colocan en algunos hornos que tienen ladrillos de sílice y magnesita, que si estuvieran en contacto sufrirían un fuerte ataque y se produciría su destrucción prematura. Para evitarlo, entre los ladrillos de sílice y magnesita se colocan ladrillos de cromita, su resistencia bajo cargas y su resistencia a los cambios térmicos son bajos.

#### Alúmina

Estos ladrillos tienen una muy alta temperatura de fusión,  $1780^\circ\text{C}$ , buena resistencia a la acción de las escorias de los hornos de acero y resisten bien temperaturas bajo cargas. Además tienen también alta resistencia a los choques térmicos. Una composición típica de estos refractarios es la siguiente:

45%  $\text{SiO}_2$     50%  $\text{Al}_2\text{O}_3$     0.5%  $\text{FeO}$     0.5%  $\text{CaO}$     0.5%  $\text{MgO}$

Los refractarios de alúmina destacan además por su bajo coeficiente de expansión lineal que es aproximadamente sólo la mitad del de los ladrillos sílico-aluminosos. Se fabrican a partir de la calcinación de la bauxita, diásporo o corindón aquí la bauxita o diásporo calcinados juegan el papel de la chamota en los ladrillos sílico-aluminosos.

## Aplicaciones

Los ladrillos de alúmina se emplean en lugares de hornos o instalaciones sometidos a condiciones muy desfavorables, donde las temperaturas son muy elevadas y donde deben sufrir la acción de escorias o compuestos que ocasionan gran erosión o desgaste.

Se emplean mucho en las bóvedas de los hornos eléctricos de arco en las que se han sustituido a los ladrillos siliciosos que eran los que antes se utilizaban. También se emplean en los apilados de las recámaras de los hornos Siemens y en las soleras de los hornos de recalentar.

## Grafito

El carbono es la sustancia más refractaria que se conoce, en la forma conocida con el nombre de grafito se encuentra en estado natural o bien se fabrica en horno eléctrico. Sólo la variedad natural se emplea para hacer crisoles de grafito. El carbono generalmente machacado en forma de coque se emplea también en la fabricación de crisoles mezclados con un poco de arcilla. Algunas veces se fabrica en forma de ladrillos mezclados con brea o alquitrán como aglutinante.

## C A P I T U L O    I I I

## L A M I N A C I O N   E N   A C E R O S

Se conoce como laminación, el proceso consistente en deformar plásticamente un material, al hacerlo pasar entre rodillos.

El material se comprime entre un par de cilindros que giran en sentido contrario uno del otro, de tal forma que se produzca una reducción de la sección transversal inicial para obtener una mayor longitud.

La deformación del material se efectúa por esfuerzos de compresión (por el efecto de aplastamiento de los cilindros), y a tensiones superficiales de cizallamiento (esfuerzos cortantes originados por la fricción entre los rodillos y el metal). Las fuerzas de fricción son las encargadas de producir el estirado del material.

La laminación es el proceso más ampliamente usado para el trabajado de los metales, por que es mejor medio para lograr producciones elevadas y permite obtener un buen control de los productos finales.

El lingote inicial se transforma en un primer desbaste en tocho y palanquilla por laminación en caliente. Los desbastes se continúan laminando en caliente hasta obtener productos semiterminados y terminados, como puede ser: chapa, varilla, tubos, perfiles, rieles, solera, lámina, fleje, etc.

Realizando varias pasadas con cilindros grabados, con los perfiles apropiados y con las formas geométricas deseadas, pueden conseguirse perfiles finales de muy diversas secciones y tamaños.

## Equipos de laminación

Un laminador se compone esencialmente de unos cilindros, cojinetes adecuados, las columnas que los soportan (bastidor), que

forman en conjunto lo que se conoce como la caja o castillo de la laminación, cuenta además con un sistema de accionamiento para aplicar a los rodillos la fuerza motriz y controlar su velocidad (generalmente provisto por motores síncronos).

Los molinos laminadores se clasifican de acuerdo al número y disposición de los rodillos en:

- a) Laminadores dño.- Dos cilindros de igual diámetro giran en una sola dirección. El material debe volverse a la entrada de los cilindros, mediante el uso de una mesa elevadora para que pase el material por encima de los cilindros. Fig. III.1
- b) Laminador dño reversible.- El material puede pasar hacia adelante y hacia atrás a través de los cilindros invirtiendo el sentido de la rotación, este arreglo es el más comunmente empleado. Fig. III.2
- c) Laminador trío.- Tiene dos cilindros inferior y superior, accionados mecánicamente y otro cilindro intermedio que gira por fricción. Este tipo de caja suele utilizarse para desbaste, y también para trenes en línea. Fig. III.3
- d) Laminador cuarto.- Se puede conseguir una notable disminución en la potencia necesaria para la laminación empleando cilindros de diámetro pequeño; pero los cilindros delgados tienen menos resistencia y rigidez que los gruesos por lo que se les colocan rodillos de apoyo de mayor diámetro. Una ventaja de éste laminador y en general para laminadores de cilindros delgados, es que, la chapa muy delgada se puede laminar, con tolerancias de espesor muy estrechas. Fig. III.4
- e) Laminador racimo (cluster).- Los cilindros de trabajo se encuentran respaldados por todo un juego de cilindros. Fig. III.5

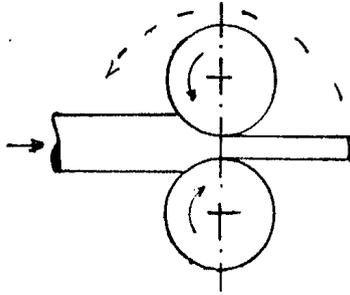


FIG. III. 1

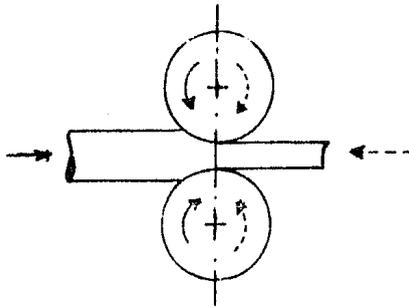


FIG. III. 2

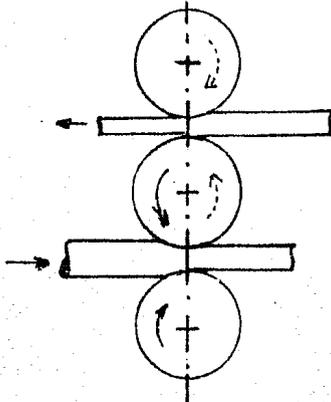


FIG. III. 3

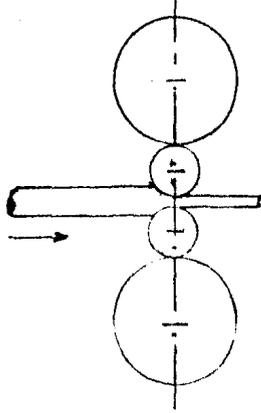


FIG. III. 4

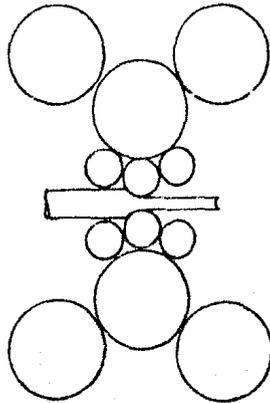


FIG. III. 5

- f) Laminador Sendzimir.- Es una modificación cluster, muy bien adaptado para laminación de chapa muy fina de elevada resistencia, los rodillos de trabajo pueden ser cambiados con facilidad. Fig. III.6
- g) Laminador planetario.- Este tipo de arreglo consiste en dos rodillos, en cuyo perímetro se encuentran dispuestos una serie de rodillos de pequeño diámetro, con los que se realiza la deformación. Este laminador posee la ventaja de que se obtienen grandes reducciones al deformar en una sola pasada. Fig. III.7

#### Trenes de laminación

Quando se desea obtener un producto de sección transversal constante, partiendo de un determinado perfil inicial, y si este producto se desarrollará con grandes variaciones de la sección transversal y en grandes cantidades, es necesario recurrir a los trenes de laminación.

Los trenes de laminación son una sucesión de cajas o castillos laminadores y se clasifican en base a su arreglo en:

Tren de laminación continua.- Las cajas se encuentran alineadas de manera que el material sale sólo hasta el final de la operación.

Tren de laminación en línea.- Se dispone de cajas paralelas, normalmente un motor principal acciona todas las cajas del tren. Entre caja y caja hay dispositivos volvedores y formadores de lasos, de manera que puede laminarse la misma barra en varias cajas la vez.

Tren de laminación en zig-zag.- Son trenes mixtos de cajas continuas y en línea.

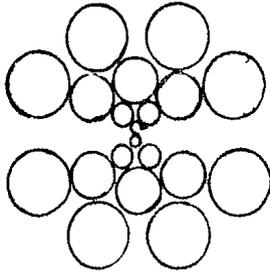


FIG. III. 6

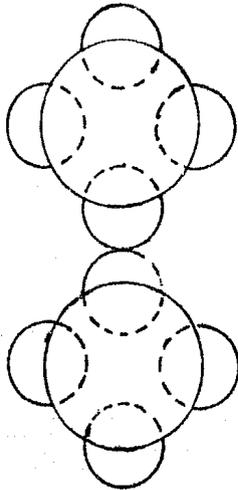


FIG. III. 7

Relaciones geométricas y variables principales de la laminación.

La figura III.8 sirve para explicar algunas relaciones entre las dimensiones de los cilindros y las fuerzas que intervienen en la deformación de un material por laminación.

Suponiendo el caso de laminar chapa entre dos cilindros planos, la chapa a la entrada tiene un ancho  $b_0$  una altura  $h_0$  y una sección de área  $S_0$ , obteniéndose del laminado una chapa de ancho  $b_1$ , altura  $h_1$  y sección  $S_1$ , en donde  $b_1 > b_0$ ,  $h_1 < h_0$  y  $S_1 < S_0$ , como consecuencia del estirado.

Sean  $v_0$  la velocidad de entrada de la chapa y  $v_1$  su velocidad de salida. Como los volúmenes tienden a conservarse, será:

$$v_0 S_0 = v_1 S_1$$

y como  $S_1 < S_0$  resulta:  $v_1 > v_0$

La velocidad del material es igual a la de los cilindros sólo en un punto de contacto, este punto se conoce como punto de no deslizamiento o punto neutro (N).

El punto neutro no corresponde exactamente, en la superficie del cilindro, a una línea paralela al eje, sino más bien a un área más o menos estrecha.

En cualquier punto de la superficie de contacto, actúan dos fuerzas sobre el metal, una en dirección del radio  $P_r$ , y otra tangencial de fricción  $F$ , entre el plano de entrada y el punto neutro, la chapa se mueve más lentamente que la superficie del cilindro y la fuerza de fricción actúa arrastrando el metal entre los cilindros. Una vez pasado el punto neutro, la chapa se mueve más aprisa que la superficie de los cilindros, se invierte la dirección de la fuerza de fricción, que ahora se opone a que la chapa sea suministra-

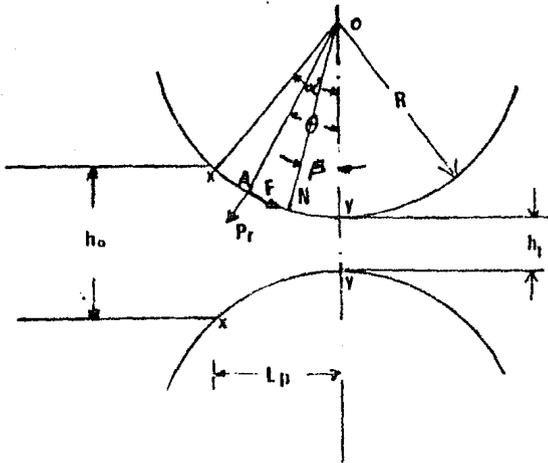


FIG. III. 8

da por los cilindros.

La componente vertical de  $P_r$ , se denomina carga de laminación  $P$ . Es la fuerza con que los cilindros comprimen el metal.

La presión de laminación es igual a la carga de laminación dividida por la superficie de contacto. Esta superficie es igual al producto del ancho de la chapa por la proyección de la longitud del arco de contacto  $L_p$ , por geometría se tiene:

$$L_p^2 = R^2 - (R - (h_0 - h_1) / 2)^2$$

$$L_p^2 = R^2 - (R^2 - R \Delta h + \frac{\Delta h^2}{4})$$

$$L_p = (R(h_0 - h_1))^{1/2}$$

De lo anterior la presión de laminación se definirá como:

$$p = P / b L_p$$

Si se considera que la deformación a lo ancho es despreciable con respecto a la longitud, la velocidad de salida se calcula como:

$$v_1 = v_0 h_0 / h_1$$

La máxima reducción posible teórica, esta determinada por el ángulo de mordedura o ángulo de contacto ( $\alpha$ ). El metal no puede entrar en el laminador cuando  $\tan \alpha$  es mayor que el coeficiente de fricción entre los cilindros y el metal.

Para que el material pase a través de los rodillos se requiere que, la componente horizontal de la fuerza de fricción deberá ser mayor y en el límite igual a la componente horizontal de la presión radial, entonces, se tiene que:

$$F \sin \alpha = P \cos \alpha$$

$$P_r = F \tan \alpha$$

Pero se tiene que:  $F = \mu Pr$

entonces:  $\mu = 1/\tan \alpha$

Por geometría:  $\cot \alpha = Lp/R - \frac{\Delta h}{2}$

De donde: 
$$= \frac{(R \Delta h)^{\frac{1}{2}}}{R - h/2}$$

La máxima reducción se tendrá para este caso, como  $\Delta h \ll R$ , entonces  $\Delta h$  tiende a cero:

$$\mu = (\Delta h/R)^{\frac{1}{2}}$$

luego entonces:

$$\Delta h_{\text{máx}} = \mu^2 R$$

Se puede calcular un valor medio del coeficiente de fricción determinando el ángulo máximo del contacto para que el metal sea justamente mordido por los cilindros:

$$\mu = \tan \alpha_{\text{máx}}$$

La fricción varía de un punto a otro del arco de contacto del cilindro, pero como es muy difícil medir esta distribución de la presión, todas las teorías de laminación admiten un coeficiente constante.

Otra forma de medir la fricción es en la laminación, se basa en determinar el deslizamiento hacia adelante a avance del material (s):

$$s = \frac{v_1 - v_R}{v_R}$$

En donde  $v_R$  es la velocidad lineal en la superficie de los rodillos.

El avance está relacionado con el ángulo de mordedura y el coeficiente de fricción por la expresión:

$$s = \frac{1-r}{4(1-r)} (1 - \alpha/2\mu)^2$$

En la que  $r = (h_0 - h_1) / h_0$  es la reducción del espesor.

La carga de laminación aproximada se calcula mediante la siguiente expresión:

$$P = \sigma_0 b L p$$

En donde  $\sigma_0 = p \cdot 2/\sqrt{3}$ , que es el esfuerzo de cedencia para una condición biaxial de deformación considerando un 20% de fricción se tiene:

$$P = 1.2 \sigma_0 b L p$$

Realizando la evaluación de la carga en base a una analogía con el proceso de forja:

$$P = \sigma_0 b L p (1 + \mu L p / 2 (h_0 - \Delta h / 2))$$

El ángulo  $\beta$  es el formado por la línea de centros de los rodillos y la determinada por el punto neutro y el centro  $O$ , suele llamarsele ángulo de no deslizamiento, puesto que la fuerza de fricción cambia de sentido en el punto neutro, se puede determinar el ángulo a partir del equilibrio de fuerzas en la dirección horizontal:

$$\text{sen } \beta = \frac{\text{sen } \alpha - \text{sen}^2 (\alpha/2)}{2}$$

Que se puede escribir en forma aproximada:

$$\beta = \frac{\alpha}{2} - \frac{1}{\mu} \frac{(\alpha)^2}{2} \quad (\text{radianes})$$

El seno del ángulo  $\alpha$  es igual a la proyección horizontal del arco de contacto dividido por el radio del cilindro:

$$\text{sen } \alpha = \frac{(R(h_0 - h_1))^{1/2}}{R} = \frac{2(h_0 - h_1)^{1/2}}{D}$$

$$\text{sen } \alpha = \frac{(R(h_0 - h_1))^{1/2}}{R} = \frac{2(h_0 - h_1)^{1/2}}{D}$$

Siendo D el diámetro del rodillo. Entonces el ángulo de no deslizamiento se expresa como:

$$\beta = \left[ \frac{h_0 - h_1}{2D} \right]^{1/2} \frac{1}{\mu} \frac{h_0 - h_1}{2D}$$

Si se considera que el radio de los rodillos se modifica, por la acción de las elevadas presiones, generalmente se acepta la teoría de Hitchcock, que supone que la distribución de presión en los cilindros producirá la misma distorsión que una distribución de presiones elíptica. Si se supone que el arco de contacto se mantiene circular y que el radio de curvatura del cilindro aumenta de R a R', la teoría de Hertz para compresión elástica de dos cilindros da el resultado:

$$R' = R \left[ 1 + \frac{CP}{b(h_0 - h_1)} \right]$$

En la que  $C = 16(1 - \nu^2) / \pi E$ , es la constante elástica de los rodillos.

$\nu$  es el coeficiente de Poisson y E el módulo de elasticidad, para los rodillos.

Cálculo de la carga por el método de Ekelund:

$$P = \sigma_0 b L p \left[ \frac{1 + 1.6 \mu (R' \Delta h) - 1.2 \Delta h}{h_0 + h_1} \right]$$

Esta expresión de tipo empírico se aproxima a los valores obtenidos a partir de ecuaciones analíticas desarrolladas a partir de complejas teorías, se recomienda su empleo en la práctica industrial cuando el coeficiente de fricción no es bien conocido.

Cuando la chapa es, a la vez, delgada y dura se hace notable el aplastamiento de los cilindros, en estas condiciones no hay ninguna teoría satisfactoria para la laminación, pero es posible predecir el espesor mínimo obteniendo al laminar, Ford y Alexander han mostrado que:

$$h_{\min} = \frac{14.22 \mu^2 R(1 - \nu_s)}{E_s} + \frac{9.05 R(1 - \nu_r)^2}{E_r} \quad (\sigma'_0 - \sigma'_t)$$

En donde;

$E_s$  = Módulo de elasticidad del material de la chapa en  $Kg/mm^2$

$E_r$  = Módulo de elasticidad del material de los cilindros en  $Kg/mm^2$

$\nu_s$  = Módulo de Poisson para el material de la chapa

$\nu_r$  = Módulo de Poisson para el material de los cilindros

$\sigma'_t$  = Tensión media de la chapa =  $(\sigma'_{xb} + \sigma'_{xf})/2$

El cálculo de la carga durante el laminado en caliente es un problema más complejo debido a que el esfuerzo de cedenencia depende de la temperatura y de la velocidad de deformación.

Durante el laminado en caliente, la velocidad de deformación es función de la posición a lo largo del arco de contacto. Cuando se considera un caso de "fricción con adherencia perfecta", esto es, cuando la chapa se mueve con la misma velocidad periférica que los rodillos, la velocidad de deformación está dada por:

$$\epsilon = \frac{v_x}{h} = \frac{2V \sin \theta}{h} = \frac{2V \sin \theta}{h_1 + D(1 - \cos \theta)}$$

En la que:

$v_x$  = Velocidad de un punto de la superficie del metal.

$v$  = Velocidad periférica de los rodillos.

En los cálculos prácticos se emplea la velocidad media de deformación:

$$\dot{\bar{\epsilon}} = v \left[ \frac{2}{D(h_0 - h_1)} \right]^{1/2} \ln \frac{h_0}{h_1}$$

O bien:

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \frac{v}{(R h_0)^{1/2} [\sqrt{r} (1+r/4)]^{1/2}}$$

Que es equivalente a:

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \frac{\pi N}{30} \sqrt{\frac{R_0}{h_0 - h_1}} \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} \ln \frac{2}{1-r}$$

Para el caso de fricción con resbalamiento, la velocidad de deformación está dada por:

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \left[ \frac{v}{h_0} \frac{2(h_0 - h_1)}{D} \right]^{1/2}$$

Ford y Alexander, empleando análisis de líneas de deslizamiento de campo han desarrollado expresiones par carga y par de laminación, las cuales se pueden emplear para aceros y metales no ferrosos:

$$P = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}} \quad b L p \left( \frac{\pi}{2} + L p / h_0 + h_1 \right)$$

$$T = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}} \quad b L p^2 (1.6 + 0.91 L_0 / h_0 + h_1)$$

La carga total de laminación se distribuye sobre el arco de contacto. Sin embargo, la carga total de laminación se puede suponer concentrada en un punto del arco situado a una distancia  $a$ .

Para laminado en caliente se considera que  $a = Lp/2$ . Existe además una relación  $\lambda$  tal que,  $\lambda = a/Lp$ .

Para laminado en frío se hace una corrección por la variación elástica de  $R$  a  $R'$

$$\lambda = 0.5 (R)^{1/2} - (0.5 - ) (R^1)^{1/2}$$

$$R^1 \qquad R$$

En la que  $\lambda' = 0.43$  para rodillos con acabado mate.

$\lambda' = 0.48$  para rodillos perfectamente pulidos.

El par es igual a la carga total multiplicada por el brazo efectivo del momento por los dos pues son dos rodillos los que trabajan:

$$T = 2Pa$$

El trabajo desarrollado por revolución es:

$$\text{Trabajo} = 2(2Pa)P$$

La potencia necesaria de laminado será:

$$W = \frac{aPN}{46,840} \quad [Kw]$$

## C A P I T U L O    I V

## TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS EN ACEROS

Se define el tratamiento termomecánico, como un proceso de trabajo mecánico controlado y un tratamiento térmico final.

El objetivo de los tratamientos termomecánicos es obtener, un aumento en la resistencia a la tensión, así como incrementar la ductilidad y tenacidad de los materiales tratados en dicho proceso.

En los tratamientos termomecánicos, el trabajo mecánico se efectúa en el momento en que el acero, se encuentra en la fase de Austenita estable o metaestable, o durante la transformación de esta fase, con lo que se promueven modificaciones microestructurales, así como la producción controlada de defectos (fundamentalmente dislocaciones o precipitados finos), obteniendo un refinamiento de la microestructura.

Una forma de mejorar la ductilidad y tenacidad del acero, se puede lograr por refinamiento del tamaño de grano austenítico o mediante la producción de una estructura subgranular en la ferrita, así como por el uso más efectivo de los elementos de aleación utilizados en el endurecimiento por precipitación.

Los aceros a los cuales es posible someter a un tratamiento termomecánico, son aquellos cuyo producto de transformación es martensita.

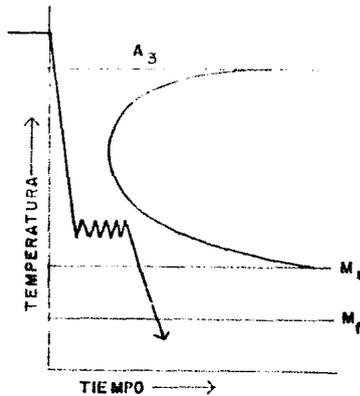
Una forma global de clasificar a los tratamientos termomecánicos, es por la temperatura a la que se deforma el

acero y la microestructura que presenta a dicha temperatura, así pues los tratamientos termomecánicos se clasifican en tratamientos termomecánicos a baja temperatura y de alta temperatura.

Tratamientos termomecánicos a baja temperatura. (TTMBT).

En este proceso, se realiza una deformación plástica a temperaturas en que se presenta Austenita metaestable abajo de la línea  $A_1$  (lugar en el que la ferrita empieza a transformarse en austenita), y por encima del punto  $M_s$  (temperatura en la cual se tiene formación de martensita).

El tratamiento termomecánico a baja temperatura se representa esquemáticamente en el siguiente diagrama de temperatura-tiempo-transformación (diagrama TTT):



El proceso tecnológico seguido en este tratamiento es el siguiente:

- a) Austenización en el intervalo de temperatura de 950 a 1100°C.
- b) Enfriamiento a temperaturas en las que existe austenita metaestable, pero debajo de la temperatura de

inicio de la recristalización.

- c) Deformación plástica en cantidades que varían del 75 al 95% a la temperatura indicada.
- d) Temple en agua o aceite, dependiendo de la composición del acero.
- e) Revenido a bajas temperaturas.

Parámetros que se deben observar en este tratamiento: La temperatura de austenización deberá ser lo suficientemente elevada para llevar a solución al carbono y elementos de aleación, pero no demasiado elevada, pues fomenta un crecimiento excesivo del tamaño de grano austenítico.

Los incrementos en resistencia durante este tratamiento son mayores, sin ocasionar pérdidas considerables en ductilidad cuando, la temperatura de deformación es menor, pero esto a su vez implica el requerimiento de mayor carga de conformado.

La formación de estructuras mixtas puede ocasionar una disminución en las propiedades mecánicas del acero tratado, de esto, la necesidad de agregar elementos de aleación que provoquen una bahn austenítica profunda, mediante el desplazamiento de la curva de la "S" (TTT) estos elementos son principalmente, el níquel, cromo, molibdeno y manganeso.

El carbono es esencial en tratamientos termomecánicos de baja temperatura, en estos tratamientos se utilizan comúnmente aceros del 0.3 al 0.4% de carbono.

El uso de elementos de aleación tales como, Titanio, Vanadio, Niobio y Molibdeno, es ventajoso, puesto que forman precipitados de carburos finos.

Las propiedades obtenidas mediante el tratamiento termomecánico a baja temperatura, son atribuidas a los siguien

tes mecanismos:

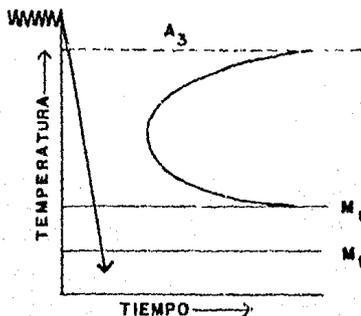
- a) Precipitación de carburos en la austenita metaestable, durante la deformación.
- b) Mejor dispersión de carburos después de revenidos posteriores.
- c) Aumento en la densidad de las dislocaciones (debido al anclaje de las dislocaciones formadas durante la deformación de la austenita y la generación de nuevas dislocaciones durante la transformación a martensita).
- d) Aumento en el endurecimiento por deformación de la austenita a causa de la precipitación y la transmisión de éste endurecimiento por deformación a la martensita.

Se ha mostrado que para los aceros martensíticos de baja aleación con una bahnía de austenita profunda, el Ausforming o (TTMBT), puede ocasionar una mejor resistencia sin deteriorar la ductilidad o resistencia al impacto.

Tratamiento termomecánico de alta temperatura. (TTMAT).

En este tratamiento la temperatura de deformación llevada arriba de la temperatura crítica superior  $A_3$  (es la temperatura en la cual la ferrita se ha transformado completamente en austenita), y en seguida de la deformación se realiza un temple y un revenido al acero tratado.

El TTMAT se representa esquemáticamente en el siguiente diagrama TTT:



El procedimiento tecnológico en este tratamiento es el siguiente:

- a) Austenización en el intervalo de temperaturas de 1150 a 1200°C.
- b) Enfriamiento hasta la temperatura de deformación (no inferior al punto  $A_3$ ).
- c) Deformación plástica a esta temperatura, en un porcentaje variable entre el 25 y el 30%.
- d) Temple inmediato en agua o aceite.
- e) Revenido a temperaturas relativamente bajas (100 a 200°C).

El máximo endurecimiento producto de este tratamiento, depende de la habilidad o capacidad de impedir que se lleve a cabo la recrystalización, de ahí la conveniencia de que los aceros a tratar tengan un porcentaje de Silicio (2% aproximadamente), para retardar la cristalización, o bien que la deformación se lleve a cabo a una temperatura justo arriba de  $A_3$  y templar rápidamente.

Estudios que se han hecho sobre la cinética de recrystalización han mostrado que, en tanto el carbono acelera el proceso de recrystalización, muchos de los elementos usuales en un acero incluyendo cobalto, molibdeno, tungsteno, vanadio, manganeso, níquel y silicio, tienden a retardar este proceso.

Los aceros con elementos formadores de carburos, son más adecuados para el TMAT, debido a que ocasionan un mejor refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación.

Bajo esfuerzos de compresión, como sucede en el laminado, la solubilidad del carbono en austenita disminuye, a esto se debe la precipitación de carburos.

Con el TTMAT aumenta la densidad de las dislocaciones en la austenita que permanecen en la martensita.

Con el temple se obtiene una martensita fina y dispersa, ocasionando con esto una buena ductilidad.

La tenacidad a temperatura ambiente y a bajas temperaturas se eleva marcadamente y hay una fuerte caída en la temperatura de transición dúctil-frágil después del revenido.

El TTMAT produce un incremento en la resistencia a la cedencia, resistencia a la fractura y ductilidad, si se compara con el tratamiento térmico convencional.

## CAPITULO V

## FABRICACION DE ACEROS MICROALEADOS.

Uno de los factores que controla la resistencia y tenacidad de los aceros, es principalmente el tamaño de grano ferrítico, es decir dichas propiedades mejorarán si el tamaño de grano de la ferrita se refina. El refinamiento del tamaño de grano ferrítico puede ser logrado por la adición de elementos microaleantes, formadores de carburos, nitruros ó carbonitruros tales como el Niobio, Vanadio y Titanio principalmente.

Este refinamiento de grano ferrítico, es acompañado de un endurecimiento por precipitación y aunado al desarrollo de técnicas de laminación controlada ha hecho posible la obtención de altas resistencias en aceros de baja aleación.

Los mecanismos responsables del aumento de la resistencia mecánica en los aceros microaleados son principalmente.

- a) Refinación del tamaño de grano ferrítico.
- b) Endurecimiento por precipitación.
- c) Formación de estructuras de subgrano.
- d) Endurecimiento por solución sólida.

La producción comercial de estos aceros implica:

- i) La adición de pequeñas cantidades de elementos formadores de nitruros o carburos.
- ii) Proceso de laminación y enfriamiento controlados.
- iii) Control en el contenido y forma de las inclusiones no metálicas.

Estos factores pueden ser usados solos o combinados con

el fin de obtener las propiedades deseadas.

Refinación del tamaño de grano ferrítico.

El efecto del tamaño de grano ferrítico sobre el esfuerzo de fluencia puede ser descrito por la ecuación de Hall-Petch.

$$\sigma_y = \sigma_i + Kd^{-1/2} \quad \text{Ec V.1}$$

donde:  $\sigma_i$  = el esfuerzo por los efectos de fricción en la red cristalina.

K = Coeficiente del tamaño de grano, esta relacionado con el esfuerzo requerido para activar el deslizamiento de fuentes de dislocación.

d = Tamaño de grano ferrítico.

Basándose en estudios de los efectos cuantitativos de la microestructura y factores composicionales (% en peso), apartir de la ecuación de Hall-Petch, se han derivado varias ecuaciones, por ejemplo para los aceros al C-Mn. enfriados desde la región de austenita, sin deformación es:

$$\sigma_y \text{ (MPa)} = K + 37(\%Mn) + 83(\%Si) + 291.8(\%N_{\text{libre}}) + 15.1(d^{-1/2}) \text{ Ec.V(2)}$$

donde: K= 88 MPa para enfriado al aire.

K= 62 MPa para enfriado dentro del horno.

En la figura V.1 se muestra la relativa magnitud de cada componente de la ecuación (V.2) sobre la resistencia a la fluencia, la figura V.1 muestra la importancia del desarrollo de un fino tamaño de grano ferrítico para lograr niveles de resistencia normalmente alcanzados en los aceros HSLA.

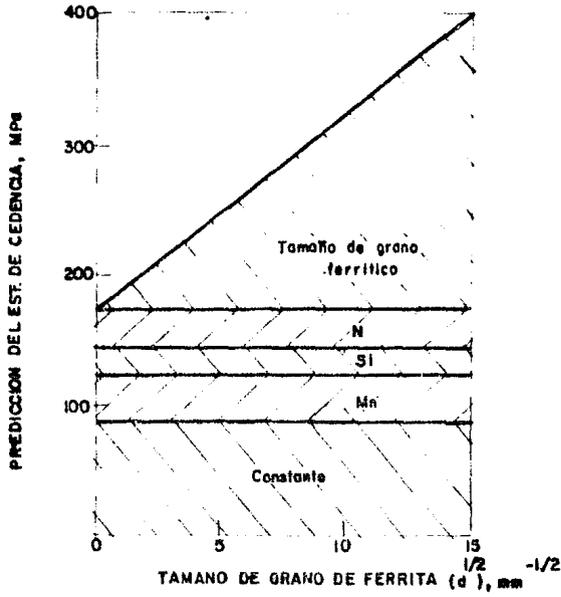


FIG. V. 1

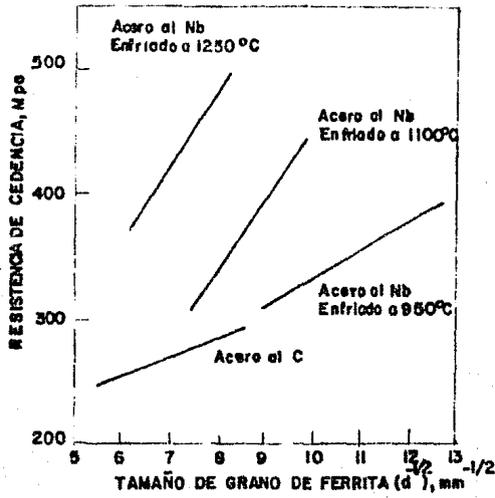


FIG. V. 2

Gran parte del desarrollo de aceros de alta resistencia se ha hecho basándose en ecuaciones que relacionan la resistencia a la fluencia ( $\sigma_y$ ) y tenacidad, con características - microestructurales tales como el tamaño de grano.

Las relaciones estructura-propiedades en los aceros han sido desarrolladas a través de las adiciones de microaleantes que son usados para refinar el grano, endurecer por precipitación y controlar las inclusiones.

Considerables éxitos han sido alcanzados al relacionar la mayoría de las propiedades mecánicas con la microestructura. Aunque algún grado de empirismo está involucrado en el establecimiento de estas relaciones la mayoría de los buenos éxitos se basa en sólidas proposiciones teóricas.

Teoría de control de grano por partículas de segunda - fase.

Recientemente el endurecimiento por precipitación ha sido usado para producir niveles constantes de resistencia. Las altas resistencias de los aceros microaleados son especialmente logradas por el refinamiento de grano de la matriz de ferrita. El tamaño de grano desarrollado después de la transformación depende fuertemente del tamaño de grano de austenita el cual es formado por la nucleación de ferrita en los límites de grano de austenita.

El crecimiento de austenita puede ser inhibido por adiciones de microaleantes los cuales causan partículas de segunda fase al formarse durante el tratamiento de austenización. La presencia de estas partículas cambia dramáticamente las características del crecimiento de grano debido a su interacción con los límites de grano de austenita. Esta interacción resulta de la eliminación de área de límite de grano, cuando el límite intersecta con una partícula de segunda fase. Cualquier movimiento del límite de grano lejos de -

la partícula resultará en un incremento local de energía y tendrá un efecto de impedimento sobre la migración del límite. Por otra parte el tamaño de la partícula, juega un papel importante en el control del tamaño de grano. Así investigaciones sugieren que el tamaño crítico de la partícula está dado por la siguiente expresión:

$$r_c = \frac{6RF}{\pi} \left[ \frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right]^{-1} \quad \text{Ec V.3}$$

donde:  $r_c$  = el tamaño crítico (máximo) de partícula que efectivamente actúa contra la fuerza de excitación para el crecimiento del grano.

$f$  = Fracción de volúmen de partículas en la microestructura.

$R$  = Tamaño del grano

$Z$  = Factor de heterogenidad del tamaño de grano definido como la relación de los radios de crecimiento de granos y la matriz de granos y que es aproximadamente igual a 1.5

De la ecuación anterior puede observarse que el radio de la partícula aumenta a medida que la fracción de volúmen de partículas o el tamaño de grano de la matriz aumente.

Para un tamaño de partícula crítico la fuerza de excitación para el crecimiento de grano iguala la fuerza de arrastre debida a la partícula (ó resistencia a la migración del grano), si el radio aumenta la fuerza de excitación excede la fuerza de arrastre. De esta forma partículas finas son más efectivas que partículas gruesas en la restricción del crecimiento de grano.

En los aceros microaleados un elemento formador de frag

ciones de partículas finas y de dispersión estable por una reacción de solución-precipitación es esencial.

Los principales aditivos para refinar el grano son el vanadio y aluminio los cuales producen nitruros de solubilidad limitada, por otra parte tenemos niobio el cual forma carbonitruros y el titanio que produce tanto carburos como nitruros.

Efecto del endurecimiento por dispersión en la resistencia a la fluencia.

Las predicciones del esfuerzo de cedencia a partir de la ecuación V.2 se aplica solamente a los aceros que son endurecidos por los efectos directos de la "fricción" en el cristal, así como también considera el efecto de los elementos solutos, y límites de grano.

En los aceros microaleados endurecidos por la formación de finos precipitados, las predicciones del esfuerzo de cedencia se quedan cortas en los niveles observados experimentalmente, fig. V.2

La medición del endurecimiento por precipitación se asume que es la diferencia entre el valor predicho y el observador del esfuerzo de cedencia esto es debido al efecto de finos precipitados. Consecuentemente es deseable tener un medio de predecir independientemente el incremento debido al endurecimiento por precipitación. Esto requiere un examen de los modelos que explican la magnitud del endurecimiento por precipitación.

Teoría del endurecimiento por precipitación.

En las aleaciones endurecidas por precipitación, el esfuerzo requerido para mover dislocaciones una distancia apre

ciable en un plano de deslizamiento se asume que es mayor que el esfuerzo necesario para generar dislocaciones de una fuente. De aquí algunas teorías intentan explicar el comportamiento observado de estas aleaciones.

Los modelos que predicen el endurecimiento por precipitación son en general de la siguiente forma:

$$\sigma_y \approx \frac{AD}{L} + B \quad \text{Ec V.4}$$

donde: A y B= son constantes del material disperso y la fase de la matriz respectivamente.

D= diámetro de partículas dispersas.

L= espacio medio entre las partículas dispersas en un plano de deslizamiento.

Por medio del modelo de Ashby-Orowan es posible predecir el aumento en la resistencia, y producido por la precipitación. El modelo de Ashby-Orowan puede ser expresado cuantitativamente como:

$$\gamma = \frac{1}{1.18} \frac{1.2 Gb}{2 \pi L} \cdot \left[ \ln \left( \frac{X_1}{2b'} \right) \right] \quad \text{Ec V.5}$$

donde:  $\gamma$  = esfuerzo al corte para superar el efecto de los precipitados.

X= tamaño del precipitado.

L= espacio entre precipitados, definido como  $\frac{1}{\sqrt{n_s}} - X$  donde  $n_s$  es el número de precipitados existentes por unidad de área del plano de deslizamiento.

G= Módulo al corte = 80300 MPa para la ferrita.

B= Vector de Burgers en la dirección de deslizamiento el cual es  $2.5 \text{ \AA}$  para la ferrita.

la ecuación V.5 queda:

$$= \frac{2.6Ln}{L} \frac{X}{5.0 \times 10^{-4}} \quad \text{Ec V.6}$$

Asumiendo que el esfuerzo tensil  $\sigma \approx 2\tau$  la ecuación V.6 queda :

$$\sigma(\text{MPa}) = \frac{5.2}{L} \cdot Ln \left( \frac{X}{5.0 \times 10^{-4}} \right) \quad \text{Ec V.7}$$

Esta ecuación puede ser modificada al incluir la fracción de partícula y el tamaño de esta si se asume que son esferoidales así su fracción  $f$  está dada por :

$$f = \pi_s \left[ \frac{V X^2}{4} \right] \quad \text{Ec V.8}$$

Así

$$L = X \left[ \sqrt{\frac{\pi}{4f}} - 1 \right] \quad \text{Ec V.9}$$

Para fracciones relativamente pequeñas de finos precipitados formados en acero microaleados  $L$   $x$ , la ecuación V.8 queda:

$$L = X \left[ \sqrt{\frac{\pi}{4f}} \right] \quad \text{Ec V.10}$$

sustituyendo  $L$  en la ecuación V.7:

$$\sigma(\text{MPa}) = \frac{5.9 \sqrt{f}}{X} Ln \left[ \frac{X}{2.5 \times 10^{-4}} \right] \quad \text{V.11}$$

Ya que  $1/X$  es la función predominante de  $X$  el incremen

to del esfuerzo debido a finos precipitados, se incrementa con: la disminución del tamaño del precipitado e incrementando la fracción de precipitados fig. V.3

#### Endurecimiento Subestructural y por Solución Sólida.

El endurecimiento subestructural se presenta al laminar los aceros a temperaturas inferiores a  $A_{r3}$ . En estos casos la resistencia aumenta debido a la formación de subgranos en la ferrita.

Varios autores han mostrado que el tamaño de subgrano y la tensión a la fluencia sigue una relación del tipo Hall-Petch con exponente igual a  $-1$  (Ec V.1), cuando sólo se toma el tamaño de subgrano. De esto se concluye que la tensión a la fluencia aumentará por este método de endurecimiento.

En general se evita el endurecimiento por solución sólida, pues el único elemento de uso comercial que mejora la tenacidad en la ferrita al endurecerla por este mecanismo es el níquel. A altas temperaturas, los elementos disueltos en la austenita contribuyen a endurecer la ferrita al retardar la recuperación y recristalización, que contribuye a refinar el grano.

#### Laminación controlada.

La laminación controlada se basa en el hecho, de que un tamaño de grano austenítico fino es un pre-requisito para obtener un tamaño de grano ferrítico fino.

Debido al efecto de los precipitados, es posible obtener un tamaño de grano ferrítico fino.

Debido al efecto de los precipitados, es posible obtener resistencias tan altas como 500 Mpa sin la necesidad de incrementar elementos aleantes tradicionales como carbono y

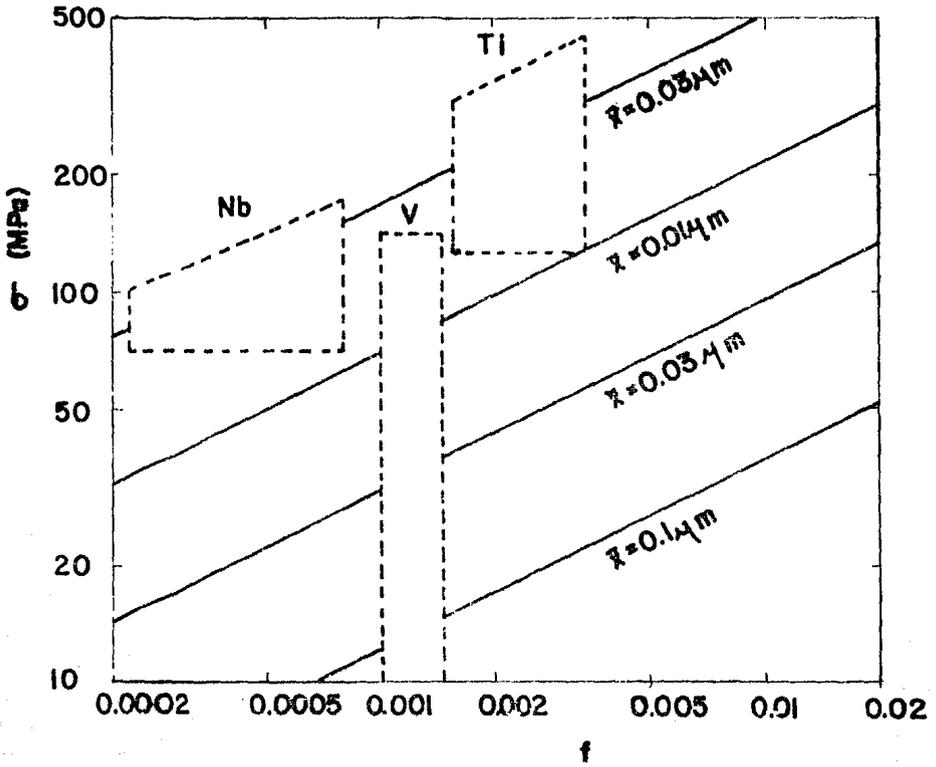


FIG. V. 3

manganeso, que van en detrimento de la soldabilidad y resistencia al impacto. Así por ejemplo, en aceros con contenidos en carbono superiores al 0.3 % y el manganeso mayores al 1.6 % tienden a agrietarse durante la soldadura, o a presentar microestructuras de baja tenacidad. Por lo anterior, es posible manejar contenidos en carbono tan bajos como -- 0.08 % en aceros HSLA, procesados por laminación controlada.

Se acostumbra dividir al proceso de laminación controlada en tres etapas (fig. V.4):

- a) Deformación de la austenita a alta temperatura
- b) Deformación de la austenita a baja temperatura
- c) Deformación en la región bifásica austenita-ferrita.

a) Deformación de la austenita a alta temperatura.

Esta etapa se debe realizar a temperaturas por arriba de 1000° C, y se caracteriza por obtener granos finos de austenita, producidos por recristalización. Esta recristalización debe ser completa para que se de el refinamiento de grano, la cual ocurrirá por una cantidad crítica de deformación (reducción crítica). Esta reducción crítica depende del tamaño de grano inicial de austenita y de la temperatura de deformación (fig. V.5).

Esta figura describe el efecto del tamaño de grano inicial de austenita y temperatura de laminado sobre la reducción crítica, requerida para la recristalización completa en aceros al carbono y al Niobio. En los aceros al Niobio - cuando el tamaño de grano inicial de austenita es grande la reducción crítica es alta, y cuando el tamaño de grano es - pequeño la reducción es menor.

Por otra parte, la cantidad de microaleante disuelto en el acero también afecta la reducción crítica (fig. V.6).

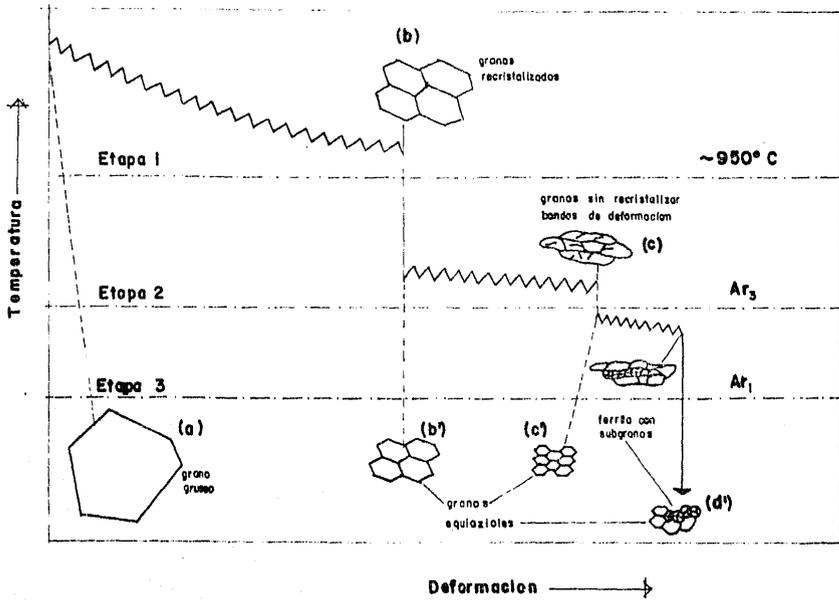


FIG. V. 4

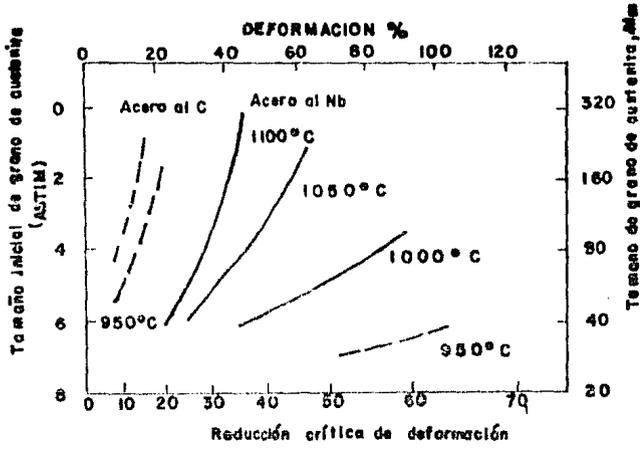


FIG. V. 5

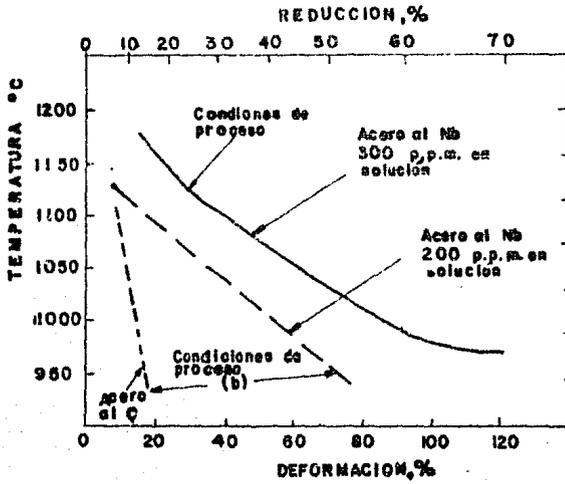


FIG. V. 6

Dependiendo de la cantidad de deformación y temperatura pueden ocurrir tres variantes en la recristalización (fig. V.7).

- i) Región de recuperación, donde la recristalización no ocurre.
- ii) Región de recristalización parcial, donde la recristalización es incompleta, obteniendo una estructura mixta que consiste de granos recristalizados y granos con recuperación.
- iii) Región de recristalización completa.

Por lo explicado anteriormente se ve la importancia de deformar siempre la cantidad crítica, para estar dentro de la región de recristalización completa. La cantidad crítica de deformación (reducción crítica) aumenta rápidamente al disminuir la temperatura del laminado. (fig. V.8).

Los resultados experimentales de la figura V.8 y la tabla V.1, muestran los efectos de la deformación sobre el tamaño de grano de austenita recristalizada; el tamaño de grano de la austenita recristalizada, antes de la transformación, es más fino al incrementar la deformación. Bajo la condición de una recristalización completa el tamaño de grano de la austenita antes de la transformación disminuye -- cuando la temperatura de laminado también disminuye (mitad derecha de la curva en la fig. V.8. Pero cuando la temperatura de laminación disminuye, la región de recristalización parcial tiene lugar, sucediendo lo contrario, el grano de austenita antes de la transformación se incrementa (mitad izquierda de la fig. V.8), por consiguiente la distribución del tamaño de grano será heterogénea.

Cuando la temperatura de laminación disminuye aún más, tendrá lugar la región de no recristalización, entonces el

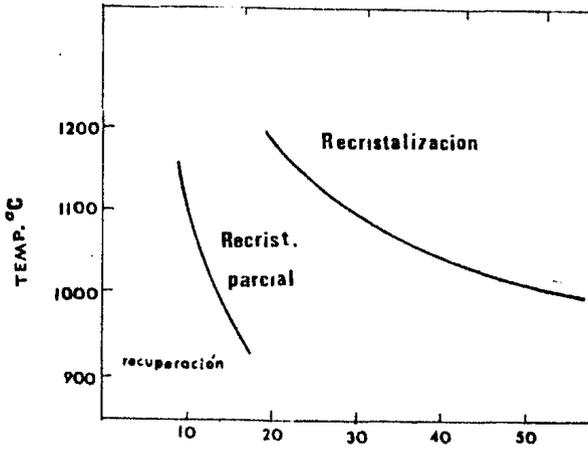


FIG. V. 7

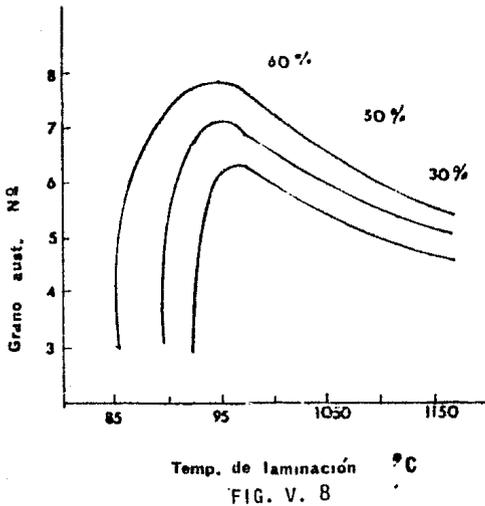


FIG. V. 8

	°C						
Temperatura de Laminación	1150	1100	1050	1000	950	900	850
Tamaño de grano de Austenita	4.7	5.0	5.5	6.0	7.5	7.0	3.0

Tabla V.I

tamaño de grano de la austenita antes de la transformación será independiente de la temperatura. La temperatura a la cual se tiene el máximo en la fig. V.8, es por tanto la mínima a la cual la austenita recristaliza completamente bajo una deformación dada.

Por lo anterior, varios autores recomiendan cantidades de deformación altas en esta etapa de la laminación controlada, para obtener tamaños de grano austenítico lo más finos posibles. Estas cantidades de deformación altas pueden ser obtenidas por medio de varias pasadas en la laminación (fig. V.9).

Efecto del Niobio en el tamaño de grano de la austenita.

En la fig. V.10 se muestra el efecto del Niobio en el tamaño de grano de la austenita. A temperaturas de 1050°C, contenidos tan bajos en Niobio como 0.07% producen un tamaño de grano de austenita de aproximadamente  $10 \mu$ , pero si se incrementa la cantidad de Niobio este no ejercerá efecto alguno. A temperaturas mayores, tales como 1150-1200°C, el incremento de Niobio refina progresivamente el tamaño de grano.

El refinamiento de grano de la austenita se debe posiblemente al incremento en la adición de Niobio (Nb), en forma de carbonitruros (Nb(CN)), no disueltos. No obstante la fig. V.10 muestra que hay un límite en el tamaño de grano de austenita, a bajo del cual aún a contenidos mayores de Niobio no puede producirse un refinamiento adicional. Este límite de grano se incrementa con un aumento en la temperatura, debido al incremento en solución de carbonitruros de Niobio y crecimiento de grano.

Los precipitados no disueltos a las temperaturas de recalentamiento son gruesos, mientras que aquellos que preci-

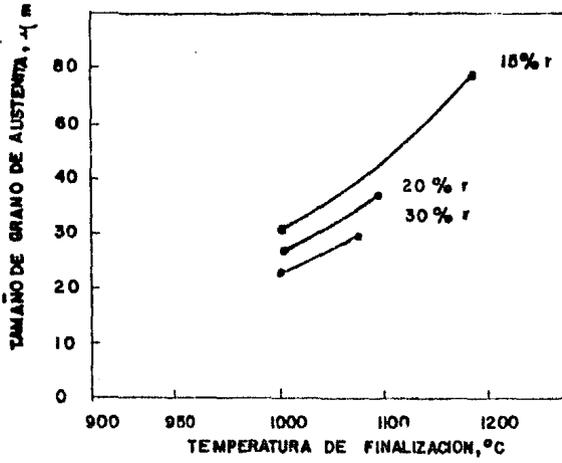


FIG. V. 9

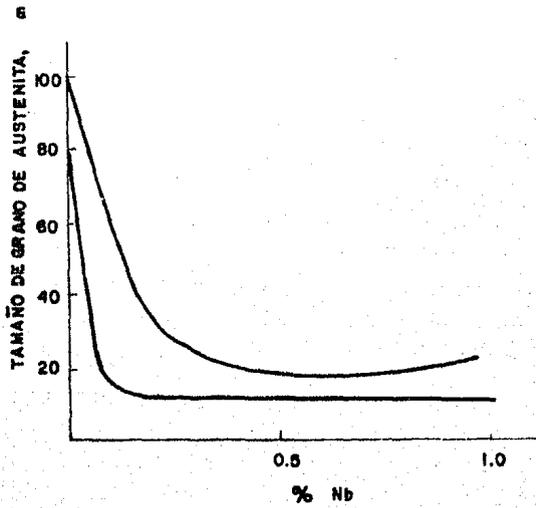


FIG. V. 10

pitan en el enfriamiento son mucho más finos. Esto se ha demostrado anteriormente en la teoría de precipitación, recordando que un precipitado fino es más efectivo para inhibir el crecimiento de grano que uno más grueso; lo anterior se demuestra en la figura V. 11 claramente confirma la eficiencia de tales precipitados en el refinamiento de grano de la austenita, a una temperatura dada de austenización, dichos resultados también muestran que para la fracción constante de Nb (CN) al incrementarse el tamaño de la partícula (debido a un incremento en la temperatura), resulta en un incremento en el tamaño de grano de austenita. Fig. V.12

#### b) Deformación de la austenita a baja temperatura

Esta etapa de deformación se lleva a cabo por abajo de la temperatura de recristalización, caracterizándose por el alargamiento de los granos de austenita y la introducción de bandas de deformación dentro del grano. Las bandas de deformación son importantes como sitios de nucleación para los granos de ferrita, al igual que los límites de grano de austenita. Fig. V.13

En aceros al Niobio las bandas de deformación se forman a temperaturas del orden de 950 a 1000°C, debido a que el Niobio retarda la recristalización.

La densidad de las bandas de deformación depende de la reducción, y es notablemente afectada por la temperatura a la cual ésta se realice, además, en los pasos múltiples de laminación la densidad es casi acumulativa con respecto a la reducción en cada pasada. Fig. V.14

Un factor importante en la frecuencia de nucleación de ferrita es el aumento en el área interfacial de los límites de grano, la cual depende de dos factores: el incremento de área causado por la deformación de granos de austenita y

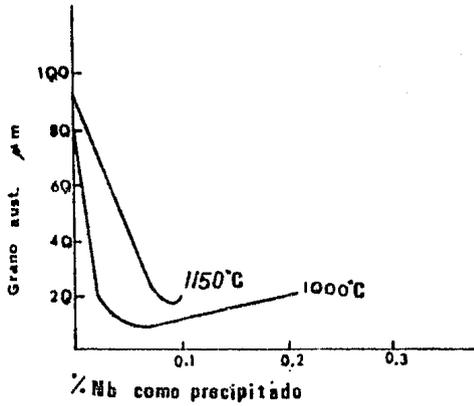


FIG. V. 11

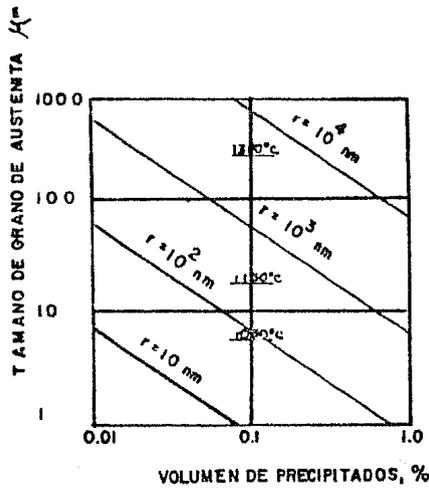


FIG. V. 12

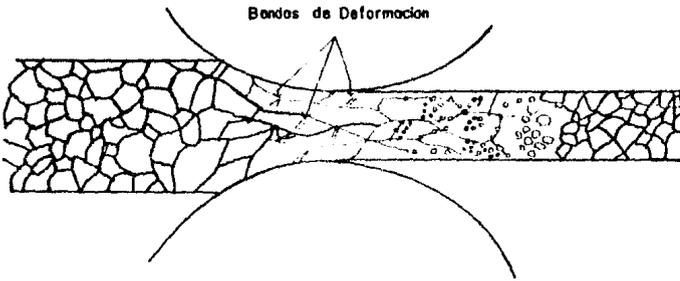


FIG. V. 13

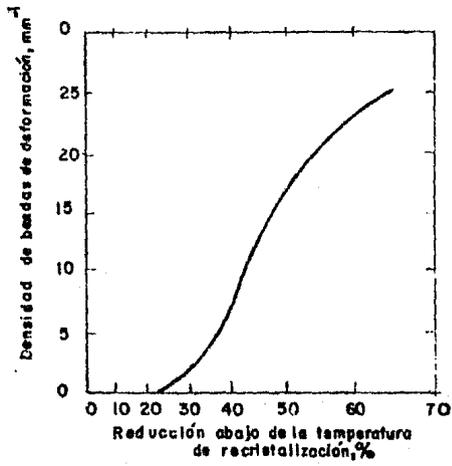


FIG. V. 14

la introducción de bandas de deformación.

El área interfacial de los granos deformados, por unidad de volumen, está dada por la siguiente expresión.

$$Av_g = 1.12 \times 2^{(N+3)/2} (0.429 \times (1-R/100) + 1.571/(1-R/100)) \quad \text{Ec. V.12}$$

donde R=% de reducción

N= Tamaño de grano ASTM

Por otra parte, la densidad superficial de deformación puede ser estimada de la siguiente expresión:

$$\begin{aligned} Av_d &= 0.8R - 24 & (R \geq 30\%) & \quad \text{Ec. V.13} \\ Av_d &= 0 & (R < 30\%) & \end{aligned}$$

Así, el área interfacial por unidad de volumen  $Av$  ( $\text{mm}^2 / \text{mm}^3$ ) es definida como la suma de  $Av_g$  y  $Av_d$ :

$$Av = 2^{(N+3)/2} (0.48(1-R/100) + 1.76/(1-R/100)) \quad \text{V.14}$$

Para ( $R < 30\%$ )

$$Av = 2^{(N+3)/2} (0.48(1-R/100) + 1.76/(1-R/100)) + 0.8R - 24 \quad \text{V.15}$$

Para ( $R \geq 30\%$ )

Los resultados de las expresiones anteriores se muestran en la figura V.15.

El área interfacial efectiva ( $Av$ ) se relaciona con el tamaño de grano de ferrita, de manera que al incrementarla se produce un refinamiento de grano de ferrita. Fig. V.16

Una austenita fina recristalizada puede también ser transformada en granos de ferrita fina, la figura V.17 mues-

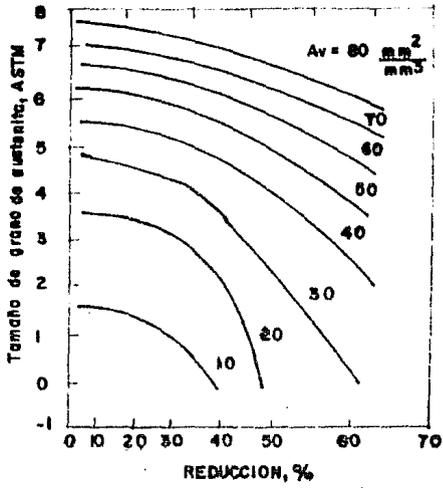


FIG. V. 15

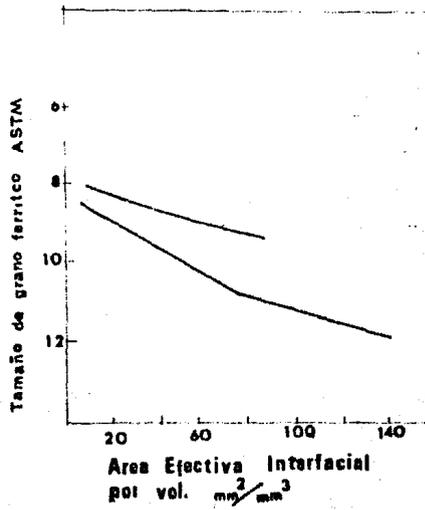


FIG. V. 16

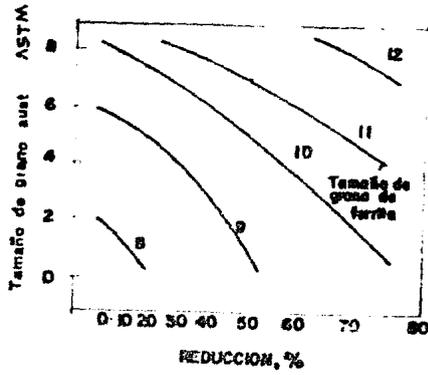


FIG. V. 17

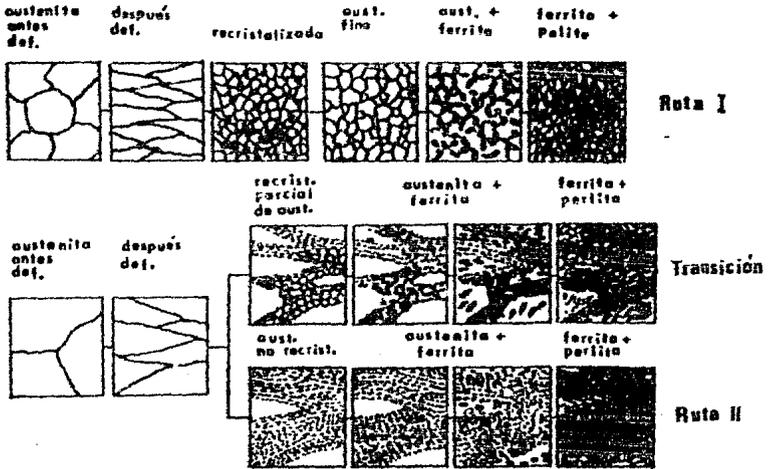


FIG. V. 18

tra el efecto del laminado por abajo de la temperatura de recristalización, junto con el efecto del tamaño de grano inicial de la austenita. Por lo que el tamaño de grano de la austenita y la deformación en estas temperaturas son importantes en el refinamiento de grano de la ferrita.

Un tamaño de grano grande de austenita tiende a producir estructuras bainíticas, haciendo difícil producir nucleaciones poligonales de ferrita o produciendo estructuras mixtas.

Las formas de transformación de austenita en ferrita durante la laminación controlada se clasifican en la figura V.18, donde se observó que el refinamiento de grano puede realizarse por dos diferentes rutas:

- I. En este caso la transformación de austenita en ferrita tiene lugar en los límites de grano de austenita, razón por la cual los granos finos de ferrita se obtienen por refinamiento de los granos de austenita, a través del proceso de recristalización usando laminación controlada a temperaturas mayores que la recristalización de austenita.
- II. Donde la transformación de austenita a ferrita es fuertemente acelerada por laminado a baja temperatura y la ferrita es nucleada dentro de los granos de austenita no recristalizados, en regiones de defecto tales como bandas de deformación; granos de ferrita ultrafinos son obtenidos por reducciones a temperaturas por abajo de la temperatura de recristalización.

Comparando la estructura final es evidente que la estructura final del grano fino obtenido en el punto I es homogénea, mientras que la estructura resultante de la trans-

formación II es algo heterogénea.

La estructura de la transformación tipo transición exhibe varias regiones gruesas de austenita no recrystalizada. El tamaño promedio de grano ferrítico es mayor que los tipos I y II, esta estructura es desarrollada si la laminación controlada se realiza en regiones de temperatura intermedia, resultando solamente una recrystalización parcial de austenita y sitios insuficientes de nucleación, para una efectiva transformación tipo II.

El incremento en resistencia y tenacidad que se logra en esta etapa es debido al refinamiento de grano. Fig. V.19

#### C) Deformación en la región bifásica austenita-ferrita.

Esta etapa se lleva a cabo por abajo de la temperatura  $A_{r3}$ , y se caracteriza por obtener granos poligonales de ferrita y granos de ferrita deformados en frío, acompañados de una alta densidad de dislocaciones. El notable incremento en resistencia que se tiene en esta etapa, se debe a la estructura de subgrano formado.

Esta etapa de deformación tiene una influencia mucho más grande sobre las propiedades mecánicas que la deformación en el segundo estado, pues contribuye a un notable incremento en las resistencias tensil y de fluencia y un rápido decremento en la temperatura de transición.

La fracción en volumen de su estructura se incrementa con un aumento en la cantidad de deformación. Incrementando las cantidades de deformación de granos de ferrita son alargados, la textura es desarrollada más fuertemente y la densidad de dislocación se hace alta. Todos estos factores contribuyen al incremento en resistencia, sin embargo, sus efectos son pequeños comparados con el que produce la subestructura, la importancia de lo cual se incrementa gradualmente con

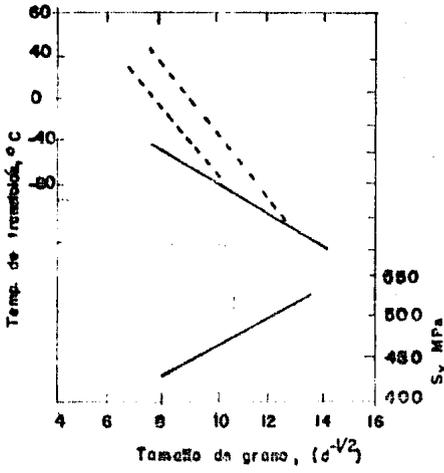


FIG. V. 19

la deformación.

La relación entre la reducción y la temperatura de laminación en esta etapa sobre las propiedades mecánicas se muestra en la figura V.20, para un acero al carbono y un acero al Niobio. La resistencia se incrementó al disminuir la temperatura, la máxima resistencia se obtuvo con una reducción del 50%.

La temperatura de finalización en el laminado es importante, pues de ella depende el que se tengan resistencias de cedencia, tensil y tenacidad más altas o más bajas. Temperaturas de finalización entre 800 y 700°C son apropiadas para tener resistencia y tenacidad más altas. Figs. V.21a y V.21b.

La temperatura de finalización afecta el tamaño de grano ferrítico, pues a medida que es más baja, el grano de ferrita es más pequeño, lo que conduce a un incremento en la resistencia de cedencia y de tracción.

Se puede enfriar rápidamente templando en agua, sin embargo, hay que tener en cuenta que el templado no sea muy severo pues ello puede traer consigo la formación de bainita o martensita, lo que no es deseable por su efecto perjudicial sobre la tenacidad.

Alternativas de temple en la laminación controlada.

Temple convencional.- Enfriamiento al aire, recalentamiento a 900°C y temple.

Temple directo.- Templado final a temperaturas entre  $A_{r3}$  y  $A_{r1}$ , recalentando previamente a 900°C.

Temple intermedio.- Enfriar a 500°C, recalentando a 900°C

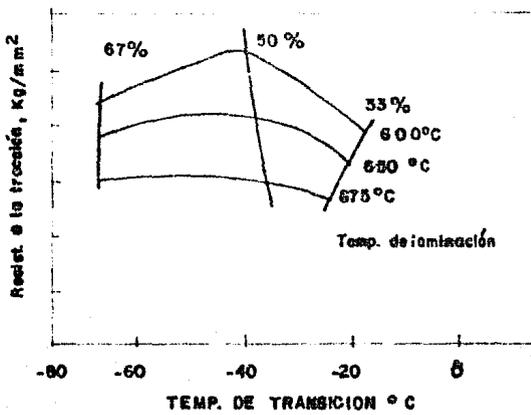
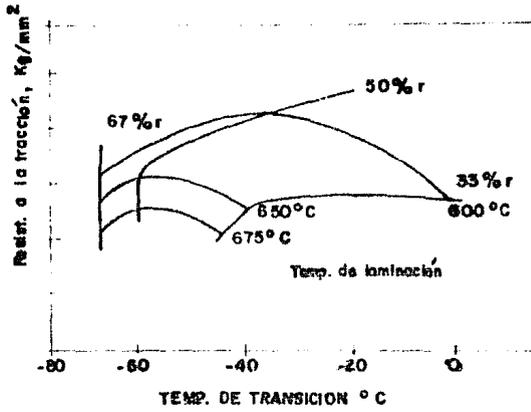


FIG. V. 20

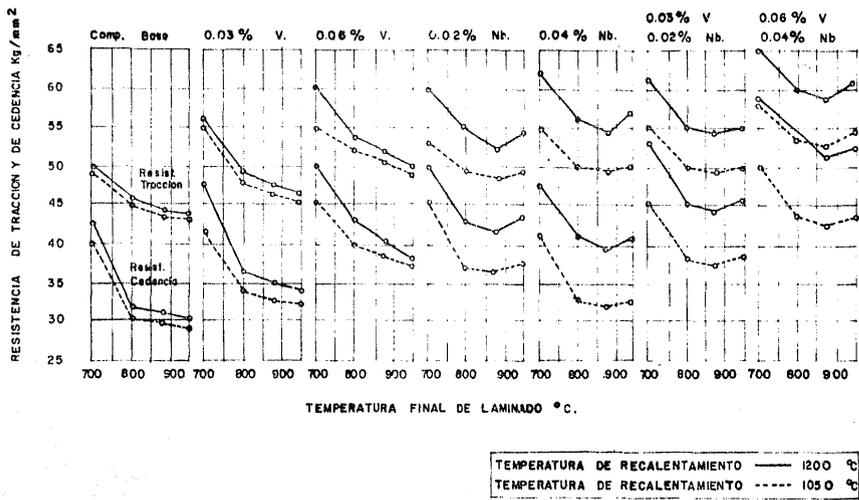


FIG. V. 21a

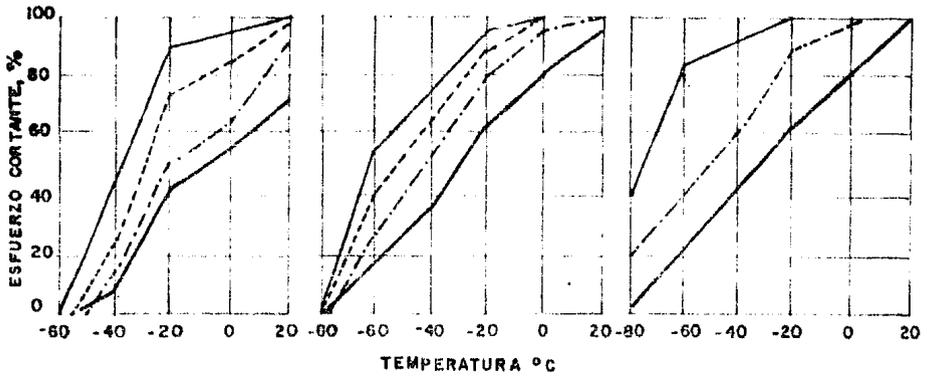


FIG. V. 21b

volviendo a enfriar.

**Temple retardado.**- Enfriar al aire a partir de la temperatura final (750 a 800°C y templar).

La tenacidad es afectada por la temperatura final de laminación, el temple directo afecta la resistencia de cedencia y tensil.

La temperatura de enrollamiento afecta la precipitación de carbonitruros de Niobio, en el laminado en frío. Además la temperatura de enrollamiento afecta la resistencia de cedencia.

Control de inclusiones en aceros microaleados.

Cuando se agregan elementos microaleantes en los aceros HSLA, se pueden formar productos no metálicos de la reacción como son carburos, nitruros, óxidos, sulfuros y oxisulfuros. El nivel y tipo de adiciones microaleantes controlan el volumen fraccionario, morfología, composición y propiedades físicas de estos productos de la reacción, lo cual en conjunto influyen en las propiedades mecánicas y el comportamiento a la corrosión de los productos finales.

La desoxidación y desulfuración del acero líquido con elementos microaleantes junto con la reoxidación controla la fracción de volumen y morfología de las inclusiones de óxidos y sulfuros en el producto final.

Los efectos de las inclusiones en las propiedades mecánicas de los aceros HSLA, primordialmente en la tenacidad, son en gran parte debido a la forma, tamaño y distribución de las mismas, que son controladas por su relativa deformabilidad a temperaturas de trabajado. Se encuentra que los

silicatos y sulfuros son plásticos a las temperaturas de trabajado, al contrario de los aluminatos y la mayor parte de los oxisulfuros.

El control en las inclusiones plásticas puede ser obtenido por pequeñas adiciones de elementos tales como tierras raras, titanio, zirconio o calcio. El uso de aluminio para producir aceros semicalmados con silicato libre puede también proveer un adecuado control de inclusiones en algunos casos.

Los efectos generales de partículas de segunda fase sobre ductilidad total y energía almacenada en aceros calmados al aluminio se observa en la figura V.22, en donde también se puede ver el efecto negativo de los sulfuros no modificados, la fracción de volumen y morfología de carburos es también importante.

La iniciación de la ruptura en un acero es probablemente causada por falta de cohesión entre la matriz y las inclusiones de sulfuros en bajas deformaciones y la ruptura de partículas de carburos por altos esfuerzos.

Mediante la adición de carburos de calcio o silicio el azufre y oxígeno pueden ser reducidos de 10 a 20 partes por millón. El grado de desulfuración producido por el calcio se muestra en la figura V. 23. El magnesio produce mejores efectos que el calcio pero a un costo mayor.

El titanio es empleado para controlar la forma de las inclusiones y como agente de endurecimiento por precipitación la resistencia a la fluencia de aceros con titanio depende mucho de este elemento y de la proporción carbono-titanio que contengan. Figs. V.24 y V. 25.

Los elementos de tierras raras están entre los más poderosos desoxidantes usados en la fabricación de aceros.

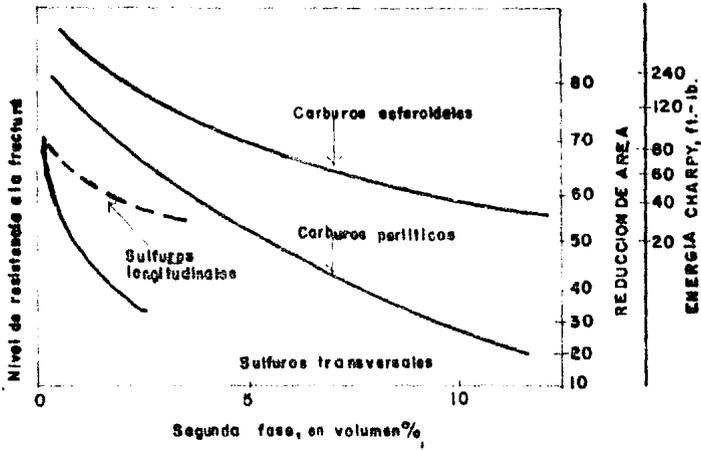


FIG. V. 22

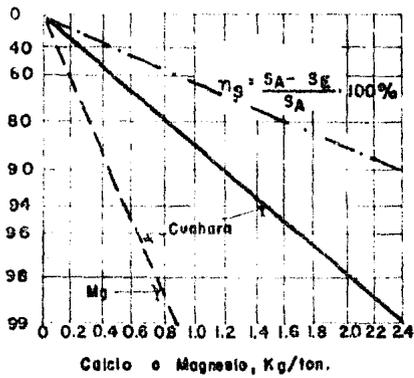


FIG. V. 23

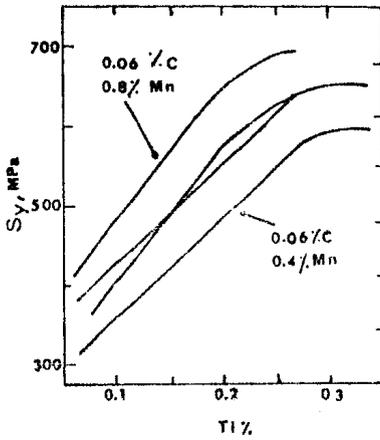


FIG. V. 24

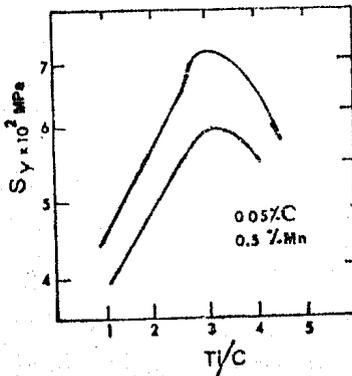


FIG. V. 25

Los sulfuros de tierras raras (lantano y cerio), son sustancialmente más estables que los de manganeso, asimismo los oxisulfuros de tierras raras son los más estables. Los resultados de los aceros tratados con zirconio sugieren que éste, es un formador de sulfuros ligeramente más fuerte que el titanio.

## CAPITULO VI

## APLICACIONES DE LOS ACEROS MICROALEADOS

Las aplicaciones de los aceros microaleados desde un punto de vista general incluyen, láminas, barras para concreto reforzado, placas para diversos usos como por ejemplo, recipientes a presión tuberías y barcos, así como algunas partes para uso automotriz.

Las microaleaciones usadas para aumentar la resistencia también afectan otras características del acero, siendo de primordial importancia optimizar las propiedades en función de la resistencia, estas propiedades secundarias como son su solubilidad, resistencia a la fatiga, maquinabilidad, etc., tienen importancia relativa dependiendo de cada aplicación.

Barras para concreto reforzado. Las barras para concreto reforzado son productos que se encuentran en diámetros de 6 a 51 mm, con límites de fluencia que están en la gama de 300 a 600 MPa. Las barras reforzadas común y corrientes tienen un alto contenido en carbono ( 0.4 a 0.5% ) y alto manganeso, lo cual se traduce en baja ductilidad y mala soldabilidad.

Una barra para concreto reforzado deberá tener una resistencia mínima a la fatiga de  $2 \times 10^6$  ciclos con un esfuerzo alternativo de 200 MPa, el acero deberá permitir la soldadura por arco y por  $CO_2$ , además la norma alemana requiere un contenido en carbono menor al 0.2% y suficiente ductilidad en la prueba de flexión ( de 5 a 8 veces de diámetro de la barra ).

Algunos nuevos tipos de composiciones para aceros producidos en Europa y Norteamérica son: C-Mn-Cr, C-Mn-V, C-Mn-Si y C-Mn-Nb al bajo carbono todas ellas ( menor que 0.2% ).

El contenido en carbono puede ser disminuido empleando microaleaciones, las cuales incrementan el refinamiento de grano y el endurecimiento por precipitación.

Las tablas VI.1 y VI.2 indican la composición química y propiedades respectivamente para aceros microaleados, producidos para barras de concreto reforzado. Por otro lado la tabla VI.3 muestra los resultados obtenidos en pruebas de fatiga con algunos tipos de barras producidas con aceros microaleados.

Tanques de almacenamiento y recipientes a presión operando a bajas temperaturas. Los aceros al carbono-manganeso microaleados fueron introducidos en los años 60(s) por la United Kingdom para recipientes de gran tamaño, operando a elevadas presiones como tanques de almacenamiento y refrigeración de aceite.

El gran tonelaje producido de aceros semicalmados en la United Kingdom contribuyó al uso extensivo de niobio como adición microaleante en aceros de alta resistencia, dichos aceros fueron producidos en hornos básicos de oxígeno con colada continua resultando en un proceso más económico y con mejoras en el control de la composición. Su uso se extendió porque se descartó el endurecimiento por adición de aleantes y el normalizado posterior lo cual resultaba más costoso.

Las figuras VI.1 y VI.2 resumen los resultados del acero al carbono-manganeso-niobio provenientes de la condición de laminación controlada en lugar del normalizado.

Las placas producidas en la United Kingdom para servicio a bajas temperaturas ( 0 a -50 C ) se emplearon en la construcción de esferas de almacenamiento de propileno y amoníaco, también se produjeron tanques de almacenamiento de agua y recipientes para gas a alta presión. La tabla VI.4 muestra la composición de los aceros BS4360 estructural-soldable produ-

Número de Material	Análisis en la Cuchara											Método de Fusión.
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Total de Cu, Cr, Ni, Mo	V	Nb		
1	0.19%	0.28%	1.35%	0.045%	0.019%	0.006%	0.03%	0.15%	--	--	Hogar Abierto	
2	0.19%	0.28%	1.35%	0.016%	0.029%	0.007%	0.01%	0.18%	0.06%	--	"	
3	0.27%	0.30%	1.25%	0.017%	0.016%	0.008%	0.05%	0.18%	--	0.040%	"	
4	0.19%	0.29%	1.32%	0.029%	0.030%	0.006%	0.03%	0.020%	0.03%	0.025%	"	
5	0.17%	0.35%	1.35%	0.017%	0.021%	0.009%	0.01%	0.19%	0.08%	0.035%	Hogar Abierto con adición de N.	
6	0.19%	0.38%	1.31%	0.010%	0.034%	0.13%	0.04%	0.11%	0.04%	0.025%	Horno Eléctrico	
7	0.23%	0.43%	1.33%	0.010%	0.013%	0.013%	0.05%	0.14%	0.07%	0.030%	"	

TABLA VI.1

Número de material	Diámetro mm.	Número de muestras	Resist. a la fluencia		Resist. Tenail		Alargamiento		Incremento de elongación MPa.
			Media MPa.	Desviación MPa.	Media MPa.	Desviación MPa.	Media %	Desviación %	
1	14	5	382	4.8	567	7.3	28	2.7	-
	26	10	378	7.5	554	7.9	25	1.5	-
2	14	5	499	7.6	640	13.3	24	2.3	116
	26	13	455	7.5	598	6.7	24	1.7	80
3	14	7	495	3.8	633	5.2	24	1.8	117
	26	13	447	7.4	601	16.7	22	7.0	76
4	14	22	298	8.0	668	11.1	22	0.9	116
	26	13	481	6.8	653	7.6	22	1.3	107
5	28	17	518	6.4	690	10.6	19	1.0	134
6	8	35	526	116	691	13.2	22	2.2	121
	16	26	519	11.2	692	27.0	21	1.45	119
	28	16	510	9.6	678	15.0	21	1.3	117
7	8	38	501	10.4	755	17.8	20	1.3	64
	16	26	525	10.7	746	20.0	19	1.2	93
	28	16	530	9.5	726	10.0	20	1.51	106

TABLA VI.2

Número de Material	Diámetro mm.	Faturozo Mvicio MPa.	Carga Promedio MPa	Número de Ciclos x 10 <sup>6</sup>
6	16	351	200	2.000 <sup>a</sup>
		357	200	2.000 <sup>a</sup>
		351	215	2.000 <sup>a</sup>
		363	230	2.000 <sup>a</sup>
		365	230	2.000 <sup>a</sup>
	28	351	260	2.000 <sup>a</sup>
		350	260	2.000 <sup>a</sup>
		352	215	2.000 <sup>a</sup>
		355	230	2.000 <sup>a</sup>
		362	230	0.300 <sup>x</sup>
7	16	377	200	2.000 <sup>a</sup>
		368	200	2.000 <sup>a</sup>
		352	215	2.000 <sup>a</sup>
		366	230	0.477 <sup>x</sup>
		358	230	0.502 <sup>x</sup>
	28	365	200	2.000 <sup>a</sup>
		367	200	2.000 <sup>a</sup>
		371	215	2.000 <sup>a</sup>
		366	230	2.000 <sup>a</sup>
		374	230	0.789 <sup>x</sup>

<sup>a</sup> No fracturó tras de aplicar  $2 \times 10^6$  ciclos      <sup>x</sup> Fractura

TABLA VI.3

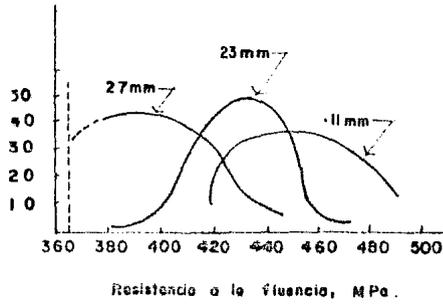


FIG. VI. 1

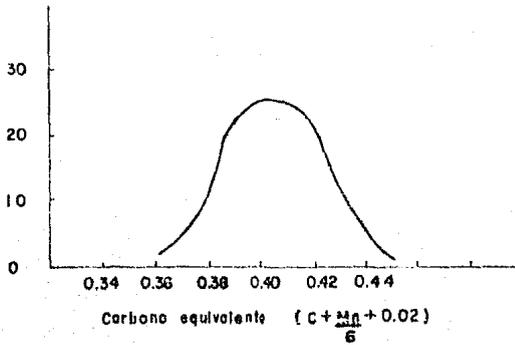


FIG. VI. 2

Código	Composición Química								Tratamiento
	Carbono Máx.	Silicio	Manganeso Máx.	Vanadio	Niobio	Alúmina Máx.	Fósforo Máx.	C. Equiv. Máx.	
40D	0.18% 0.15%	---	1.5% 1.4%	0.10%	0.10%	0.050%	0.050%	0.41	Normalizado
43D	0.16% 0.15%	---	1.5% 1.6	0.10%	0.10%	0.040% 0.050%	0.040% 0.050%	0.51	Normalizado
50B	0.20% 0.20%	0.50% máx. 0.55% máx.	1.5% 1.6%	0.10%	0.10%	0.050% 0.050%	0.050% 0.050%		menos de 12.5 um. laminado, máx de 12.5 normalizado.
50C	0.20% 0.24%	0.50% máx. 0.55% máx.	1.5% 1.6%	0.10%	0.10%	0.040% 0.050%	0.040% 0.050%	0.45	Normalizado
50D y 50D1	0.18% 0.22%	0.10 a 0.002 0.10 a 0.55%	1.5% 1.6%	0.10%	0.16%	0.040% 0.050%	0.040% 0.050%	0.43	Normalizado.
55C	0.22% 0.26%	0.60% máx. 0.65% máx.	1.6% 1.7%	0.10%	0.20%	0.040% 0.050%	0.040% 0.050%	0.51	Laminado
55E	0.22% 0.26%	0.60% máx. 0.65% máx.	1.6% 1.7%	0.10%	0.20%	0.040% 0.050%	0.040% 0.050%	0.51	Normalizado

TABLA VI.4

cidos en placas.

Aceros microaleados en tuberías. La aplicación de aceros microaleados en tuberías es debido a que se tiene la necesidad de que dichas tuberías funcionen a elevadas presiones y temperaturas bajo cero.

Se debe enfatizar que al fabricar aceros microaleados para tuberías es importante tener un tamaño de grano muy fino de ferrita y una gran limpieza del acero para obtener una elevada tenacidad a bajas temperaturas así como un intervalo amplio de temperatura de transición dúctil-frágil.

La composición de los aceros X-65 y X-70 producidos específicamente para tuberías se muestra en la tabla VI.5. Estos aceros se caracterizan por su bajo contenido en carbono, muy bajos niveles de azufre y/o algún control en la forma de inclusiones.

Es recomendable que los contenidos en carbono se mantengan por debajo del 0.1% para asegurar amplios márgenes de resistencia a la fractura durante la soldadura. Asimismo para los aceros que tienen estructura acicular ferrítica su contenido en carbono debe ser menor de 0.06% para asegurar una buena resistencia a la fractura dúctil.

Los aceros laminados en caliente de la serie X-65 y X-70 presentan microestructuras de ferrita-perlita o acicular ferrítica, para el segundo tipo de estructura no se presenta el 100% en forma acicular, típicamente contiene entre el 20 y 40% de esta fase. Los elementos utilizados para producir esta estructura son molibdeno, cromo, níquel, pero los niveles exactos requeridos dependen de los contenidos en carbono, manganeso y niobio.

La inclusión de ferrita acicular en la microestructura estabiliza el punto de fluencia del acero.

Fabricante	Espesor mm.	C	Si	Al	S	Mn	Nb	V	Mo	Ni	Cr
U.S. Steel	18.2	0.071	0.251	0.0161	0.0041	1.451	0.031	-	0.301	-	0.312
Hippon Steel	18.2	0.081	0.301	0.0381	0.0041	1.301	0.051	0.071	0.301	0.231	-
Falser	18.2	0.121	0.131	0.041	0.001	1.451	0.001	-	0.251	-	-
Ipsco (Canada)	13.7	0.051	0.131	-	0.0151	1.331	0.071	-	0.331	-	-
Mannesman	22.0	0.091	0.301	0.011	0.001	1.381	0.031	0.071	-	-	-
Italsider	15.5	0.091	0.301	0.021	0.001	1.431	0.031	0.071	-	-	-

TABLE VI.1

Uso de los aceros microaleados en barcos. A fines de la segunda guerra mundial, se introdujeron los aceros HSLA en Polonia para construcción de barcos. La variedad de aceros producidos en Polonia es bastante amplia y satisface los requerimientos actuales, la selección de estos aceros depende de su grado de soldabilidad para el casco y su resistencia para componentes estructurales, los principales productos obtenidos para estas aplicaciones son placas y lámina. Los aceros grado soldable para placas empleados en el casco de los barcos se muestran en la tabla VI.6, incluye un acero al carbono producido en cuatro tipos, dos aceros al carbono-manganeso y dos aceros microaleados.

En la tabla VI.7 se resumen las propiedades de los aceros antes mencionados.

Los materiales usados para la construcción de cascos de los barcos han tenido cambios a través de los años, en 1964 el acero 09G2 fue usado para la construcción del casco de barcos pesqueros pero este fue sustituido en 1968 por un acero más barato grado 15GA, inicialmente este acero tenía una resistencia de fluencia de 294 MPa la cual se incrementó a 314 MPa en 1971, el acero fue usado sucesivamente para la construcción de cascos de 55000 ton ( de agua desplazada ) permitiendo una reducción en el peso del casco del 3.7% e incrementando la capacidad de carga en 390 ton.

En 1973 el acero grado 15G2ANb fue introducido para los cascos de barcos de 105000 ton construidos en los astilleros de Gdynia y recientemente el grado 15GNb fue desarrollado para los cascos de barcos petroleros mayores de 250000 ton, este acero puede ser usado en barcos tan grandes como de 400000 ton.

Entre 1973-74 fueron producidos varios miles de toneladas de aceros 15G2ANb y varios cientos de toneladas de aceros 15G2NNb, estas cantidades hicieron posible resumir las propie-

Composición Química

Tipo de Acero	Carbono Max.	Manganeso		Silicio max.	Fosforo max.	Azufre max.	Aluminio mín.	Cromo max.	Níquel	Cobre max.	Níobio max.	Vanadio máx	Níobio	C Equiv.
		min.	2.5x IC											
St 41	0.22%		2.5x IC	0.35%	0.05%	0.05%	-	-	-	-	-	-	-	-
St 41 U3	0.20%		2.5x IC	0.15 a 0.35%	0.05%	0.05%	-	-	-	-	-	-	-	-
St 41 U5	0.20%	0.50 a 1.20%		0.15 a 0.35%	0.05%	0.05%	0.07%	-	-	-	-	-	-	-
St 41 U8	0.18%	0.70 a 1.50%		0.10 a 0.35%	0.05%	0.05%	0.07%	-	-	-	-	-	-	-
0902	0.12%	1.20 a 1.80%		0.15 a 0.40%	0.04%	0.04%	0.20%	0.030%	max. 0.30%	0.30%	0.10%	0.10%	-	0.45
1502	0.18%	0.70 a 1.30%		0.30 a 0.55%	0.04%	0.04%	0.20%	0.30%	max. 0.30%	0.30%	0.10%	0.10%	-	0.45
1502AHb	0.18%	max. 1.60%		max. 0.50%	0.04%	0.04%	0.01%	0.20%	max. 0.30%	0.30%	0.10%	0.10%	0.02 a 0.05	0.45
1502NBb	0.10 a 0.16%	1.20 a 1.40%		max. 0.20%	0.03%	0.035%	0.010%	0.20%	0.40 a 0.60%	0.30%	0.08%	0.05%	0.02 a 0.05	0.45

TABLA VI.6

Grado	Clase	Tratamiento	Resistencia de Fluencia, $\sigma_f$		Veloc. Tenill.		Alargamiento Mímo. %	Energía Charpy.	
			MPa	Kg/cm <sup>2</sup>	MPa	Kg/cm <sup>2</sup>		°C	J/cm <sup>2</sup>
5641		Laminado							
	UJ	Laminado 2	235	24	402	41	24	0	27.5
	US	Normalizado			490	50		0	27.5
	US	Normalizado						10	61.0
0902	AN	Normalizado	294	30	41	45	21	0	27.5
	DN				559	57		0	51.0
	EN							10	55.7
150A	AN	Normalizado	314	32	441	45	21	0	27.5
	DN				559	57		0	51.0
	EN							10	55.7
1502ANb	AN	Normalizado	353	36	490	50	20	0	27
	DN				608	62		0	53.0
	EN							10	59.6
1502ANb	AN	Normalizado	392	40	530	55	20	0	34.3
	DN							0	71.1
	EN							10	58.7

TABLA VI.7

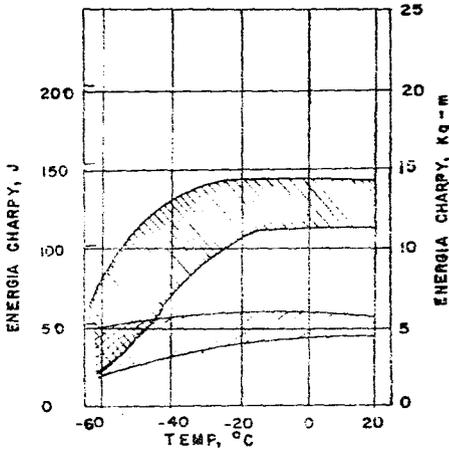


FIG. VI. 3

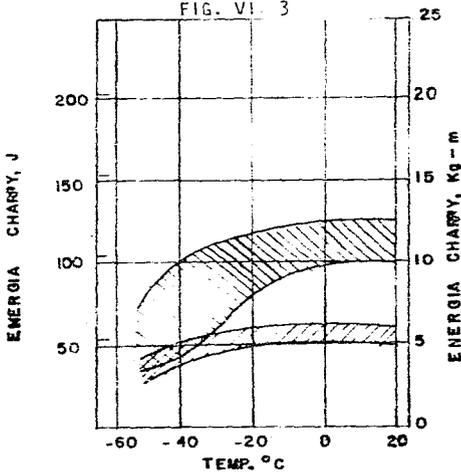


FIG. VI. 4

dades al impacto de placas normalizadas. Figura VI.3 y VI.4

Aceros microaleados en la industria automotriz. La industria automotriz se enfrenta al cambio de reducir el peso de los vehículos para mejorar la economía del combustible. Figura VI.5

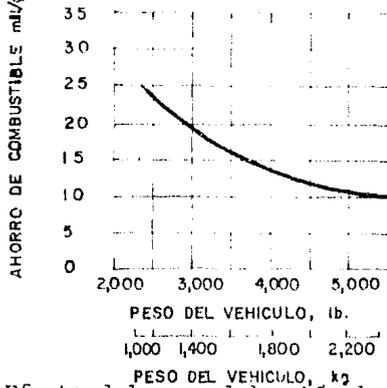


Figura VI.5 Efecto del peso del vehículo en la economía del combustible.

En los últimos años se han producido vehículos más eficientes en cuanto a consumo de combustible por una reducción en peso, usando lámina más delgada y componentes más ligeros pero sin sacrificio en la seguridad del conductor fabricados con aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA). Al fabricar aceros microaleados al niobio se obtiene una óptima formabilidad y resistencia, manteniendo una adecuada soldabilidad a un mínimo costo. Las tablas VI.8 y VI.9 muestran algunas partes del chasis y del cuerpo del auto candidatas para ser sustituidas con aceros microaleados pues se tienen los mismos niveles de resistencia para espesores menores, además de que por ejemplo si se fabrica la base del motor con acero microaleado con control de inclusiones se soluciona el problema del desgarramiento o grieta en el doblado de la pieza, o también el caso del ventilador del alternador que sufría fallas por fatiga o fluencia de las hojas pero se eliminó empleando el acero microaleado mencionado anteriormente.

COMPONENTE	Espesor				Acero HSLA Resistencia a la Cedencia MPa
	Acero dulce		Acero HSLA		
	cm	ln	cm	ln	
Carril frontal del costado	0.267	0.105	0.226	0.089	345
Base reforzada del motor	0.353	0.139	0.279	0.110	345
Refuerzos de la defensa	0.386	0.152	0.310	0.122	414
Plato convertidor de par	0.318	0.125	0.254	0.100	345
Brazo de soporte de la defensa	0.584	0.230	0.480	0.189	414
Miembro de la cruz de la suspensión	0.236	0.093	0.191	0.075	345
Base del motor	0.386	0.152	0.292	0.115	414

TABLA VI.3

Componente	Acero dulce		Acero HSLA		Acero HSLA
	cm	In	cm	In	Resistencia a la Cedencia
					MPa
Puerta	0.083	0.033	0.071	0.028	345
Toido	0.083	0.033	0.071	0.028	345
Bisagra de la puerta	0.105	0.041	0.305	0.157	345
Viga de Impacto de la puerta	0.175	0.069	0.089	0.035	1034

TABLA VI.9

En 1972 la General Motors coordinó un programa para el uso de aceros microaleados en sus vehículos. El primer uso significativo fue para un diseño experimental construido en 1972, el vehículo usaba 235 Kg de acero HSLA microaleado en la estructura y los pilares del auto, con una resistencia de 345 y 550 MPa.

Los aceros microaleados fueron desarrollados ampliamente en defensas para autos por su elevada resistencia al impacto y su baja relación resistencia-peso.

Algunas piezas laminadas en caliente, son formadas por simple doblado para marcos de camiones. Otras partes tales como defensas, rines, etc., son formadas por estampado en troqueles cerrados.

Los aceros nitrogenados laminados en frío se utilizan en la producción de barras laterales para impacto en los autos.

Varios fabricantes han construido sucesivamente partes del cuerpo del pánel tales como puertas y tapas de la cajuela con aceros nitrogenados ( 0.004 a 0.0012% de nitrógeno ) al bajo carbono ( 0.13% máximo de carbono ).

## C A P I T U L O    V I I

## DESARROLLO        EXPERIMENTAL

A continuación describiremos el trabajo práctico que desarrollamos para fabricar el acero microaleado al Niobio, en los Laboratorios del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería.

Este trabajo comprendió la puesta en marcha del horno de inducción, preparación del proceso de fundición, fabricación del acero, análisis químico y metalográfico del acero resultante, así como el proceso de laminación controlada.

## Descripción del horno de inducción.

El horno de inducción de la Facultad de Ingeniería por sus características lo podemos clasificar dentro de los hornos de alta frecuencia, sin núcleo y sin yugo magnético. Sus principales características son las siguientes:

Marca	Ajax Magnethermic
Potencia	30 Kw
Voltaje en las terminales de salida.	400 V

El horno consiste de una unidad motogeneradora de energía eléctrica, dos crisoles y además los elementos de protección y acoplamiento.

La unidad del motor es trifásica, de 50 kW, diseñado para operar de 50 a 60 Hz, la velocidad de operación es de --- 3350 rpm a 220 V, con un factor de potencia de 0.85.

El horno cuenta con dos crisoles de tipo prefabricado,

su denominación prefabricado se deriva del hecho de que el crisol cuenta con una cubeta construida de material refractario - primario, lo suficientemente resistente para servir de apoyo - al refractario definitivo. La capacidad de cada crisol es de 40 Kg.

#### Sistema de Enfriamiento.

El sistema de enfriamiento del horno de inducción suministra agua a la unidad motogeneradora, capacitores y a los dos crisoles. Es un circuito cerrado las partes de que está compuesto son las siguientes:

a) Torre de enfriamiento, la cual consiste de cuatro -- platos con 41 barrenos cada uno.

b) Dos tanques de almacenamiento de agua, a los cuales se dió un recubrimiento de pintura anticorrosiva.

c) Dos bombas centrífugas, una está accionada por un motor trifásico de 5 HP; la otra bomba con un motor monofásico de 1/4 HP.

En el circuito se tienen dos sistemas de enfriamiento: el convencional y el de emergencia. El sistema convencional (fig. VII.I) consta de :

- Dos tanques de almacenamiento
- Bomba 1
- Bomba 2
- Torre de enfriamiento.

El funcionamiento del sistema de enfriamiento convencional es el siguiente: la bomba 1 proporciona agua extraída del tanque de almacenamiento 2 a la unidad motogeneradora y las bobinas de los crisoles. Posteriormente el agua pasa al tanque de almacenamiento 1, donde la bomba 2 la envía a la torre de enfriamiento y de ahí se deposita en el tanque 2, cerrándose de esta manera el circuito.

Para el funcionamiento del sistema de emergencia, la secuencia es la siguiente: Desconectar el sistema convencional a través de las válvulas VI y V4 cerrándolas. Este sistema se alimenta exteriormente por medio de la válvula V2, teniendo salida el agua por la válvula V5.

Colocación del refractario a los crisoles del horno.

Los tipos de refractario más comúnmente usados en los hornos de inducción son la Magnesita, Alúmina y Zirconio. La composición de los refractarios antes mencionados son las siguientes:

Zirconio 98%  $ZrO_2$   
 Alúmina 99%  $Al_2O_3$   
 Magnesita 98%  $MgO$ .

Refractario base Zirconio.

Se emplea como material refractario siempre y cuando se le añadan pequeñas cantidades de arcilla, óxido de calcio u óxido de magnesio, para estabilizarlo ya que es muy sensible a los cambios de temperatura.

Los productos a base de Zirconio son de tipo básico, poseen una gran resistencia térmica, aunque son sensibles a una atmósfera reductora.

Refractario base Alúmina.

Estos materiales tienen una alta temperatura de fusión, 1780°C, buena resistencia a la acción de las escorias de los hornos de acero y resistencia a altas temperaturas bajo carga, además tienen también alta resistencia a los choques térmicos. Estos refractarios son de tipo neutro.

Refractario de Magnesita.

Fue el refractario que se empleó para el recubrimiento del crisol, la magnesita se fabrica utilizando exclusivamente magnesita calcinada como materia prima; es necesario mezclarla con pe

queña cantidades de agua para activar los elementos ligantes y de esta manera aglomerar y endurecer el refractario, para lograr una buena compactación.

Antes de poner en servicio el refractario debe ser sometido a un secado y quemado lento, para lograr la elimina--ción de humedad su liga cerámica y sinterización.

Datos técnicos del refractario.

refractario	Resist.a la compresión	$\text{SiO}_3$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{Fe}_2\text{O}_3$	$\text{CaO}$	$\text{MgO}$
Magnesita	(Kg/cm <sup>2</sup> )	%	%	%	%	%
"Magneharth 15 s"	20	0.3	0.1	0.1	0.7	98

El crisol se construyó en el mismo horno, por compresión, compactándose el polvo refractario que previamente se agragaba entre la espiral de cobre y un molde de lámina de -hierro (mandríl), el cual tenía las siguientes dimensiones: diámetro de 20 cm, altura de 30 cm.

Para apisonar uniformemente hicimos unos pisones de solera, los cuales tenían una forma semicircular en su base. Con los pisones compactamos el refractario por capas, sucesivamente hasta formar el crisol cuidando que el espesor de la pared quedara de 2.0 cm.

Se emplearon 22kg de Magneharth 15s con 2% de agua en peso haciendo la mezcla lo más homogénea posible. La boca del crisol se construyó de concreto refractario, dándole la forma adecuada para realizar un correcto vaciado del material fundido.

Una vez realizado lo anterior se procedió al secado --lento del refractario con ayuda de un quemador de gas durante 24 horas.

Para lograr el sinterizado del refractario, como no se contaba con recomendaciones del fabricante del magnehath 15 se se tomaron muestras del material y se colocaron dentro de un horno de mufla, llevándose a diferentes temperaturas y tiempos de exposición dentro del mismo, lo anterior se hizo con el fin de conocer cual es la temperatura y tiempo de sinterizado del refractario, llegando a la conclusión de que el material sinteriza a 1400°C aproximadamente durante un tiempo de seis horas.

Como esta temperatura no se alcanzaba utilizando el quemador de gas, se decidió colocar la carga dentro del crisol y poner en funcionamiento al horno para poder alcanzar la temperatura de sinterizado, 1400°C. durante seis horas.

Diseño y construcción de lingoteras y cuchara.

Las dimensiones de los lingotes se obtuvieron basándose en la capacidad de carga del crisol, y en la abertura máxima admisible entre los rodillos de la laminadora.

Para facilitar el desmoldeo de los lingotes se decidió que las lingoteras estuvieran formadas de dos partes, de perfil "L", cada una de ellas que serían sujetadas por prensas en "C".

En base a iteraciones realizadas las dimensiones para las lingoteras se indican en la figura VII.2. El volumen del lingote es:  $V = a^2 h = (4.25)^2 \cdot 29.4 = 531 \text{ cm}^3$ .

Diseño de las mazorotas.

Las figuras VII.2. y VII.4 nos dan las dimensiones apropiadas de las mazorotas, estos es:

$$H = 1.25D = 1.5(4.25) = 6.375 \text{ cm.}$$

Para el cuello de la mazarota:

$$\begin{aligned} \text{Altura} = L &= 0.18D = 0.18(4.25) = 0.765 \text{ cm} \\ d &= 0.5D = 0.5(4.25) = 2.125 \text{ cm.} \end{aligned}$$

Peso total del lingote:

$$\begin{aligned} W_t &= W_{\text{lingote}} + W_{\text{mazarota}} \\ &= (\text{Vol. lingote} + \text{Vol. mazarota}) \text{ y acero} \\ &= (531 + (D^2 \pi + d^2 L)) 7.8 \\ &= (531 + (4.25)^2 6.375 + (2.125)^2 0.765) 7.8 \\ W_t &= 5.066 \text{ Kg.} \end{aligned}$$

En base al resultado anterior se determinó hacer cuatro lingoteras, para tener una carga aproximada de 20 Kg, para las mismas.

Para la fabricación de las lingoteras y la placa base se hicieron modelos en madera de pino, y se mandaron fundir en hierro gris. Una vez fundidas las lingoteras se maquinaron para un buen ajuste entre las dos partes de las mismas.

Cuchara.

La cuchara tuvo forma de cono truncado, con las siguientes dimensiones:

$$\begin{aligned} \text{Altura} = h &= 25 \text{ cm} \\ \text{Diámetro mayor} = D &= 19.575 \text{ cm} \\ \text{Diámetro menor} = d &= 8.450 \text{ cm.} \end{aligned}$$

La cuchara se hizo de lámina y se recubrió internamente con una mezcla de arcilla refractaria, arena y agua la cual se compacto dentro de la misma, fraguándose dicho recubrimiento a temperatura ambiente.

Carga del horno.

La selección de la carga del horno tuvo que hacerse con

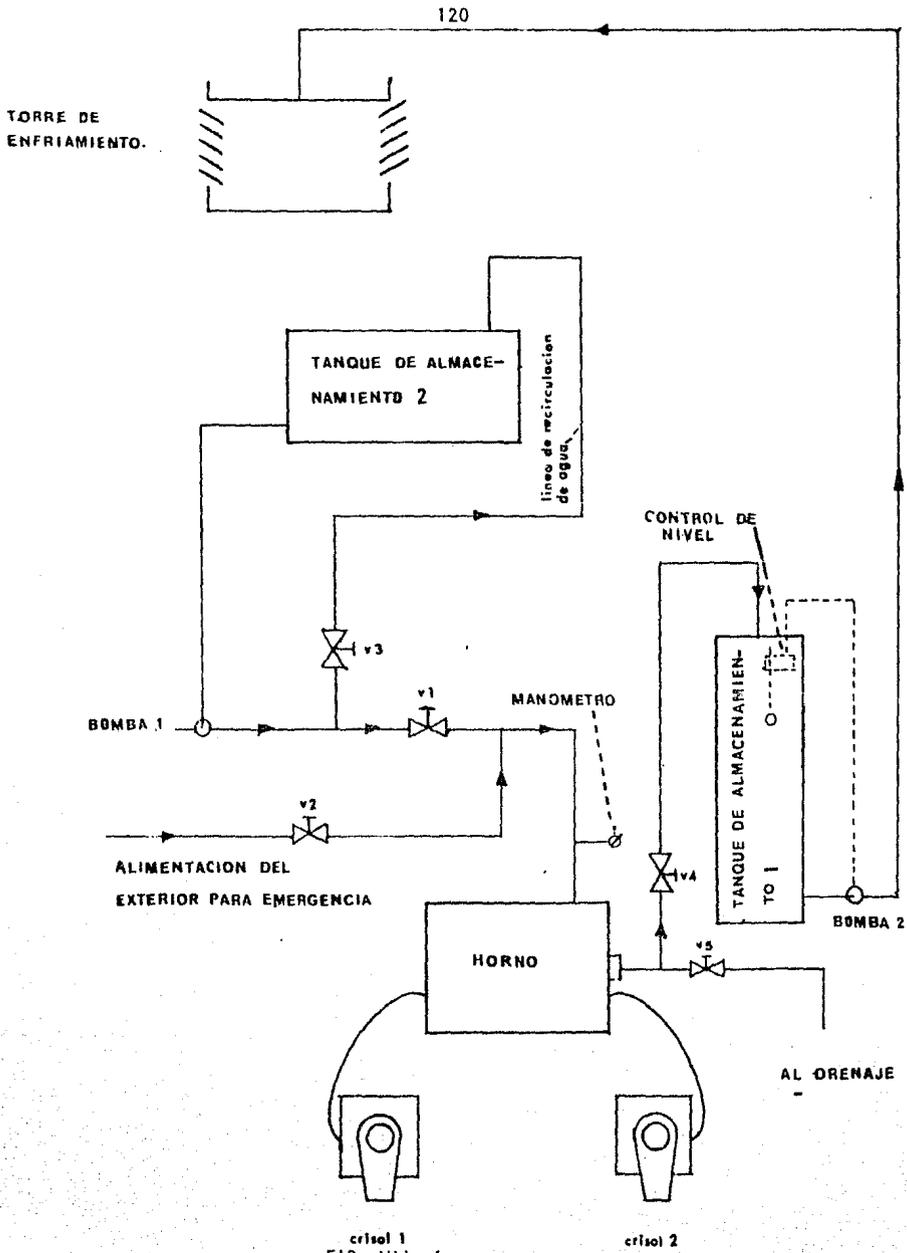


FIG. VII. 1

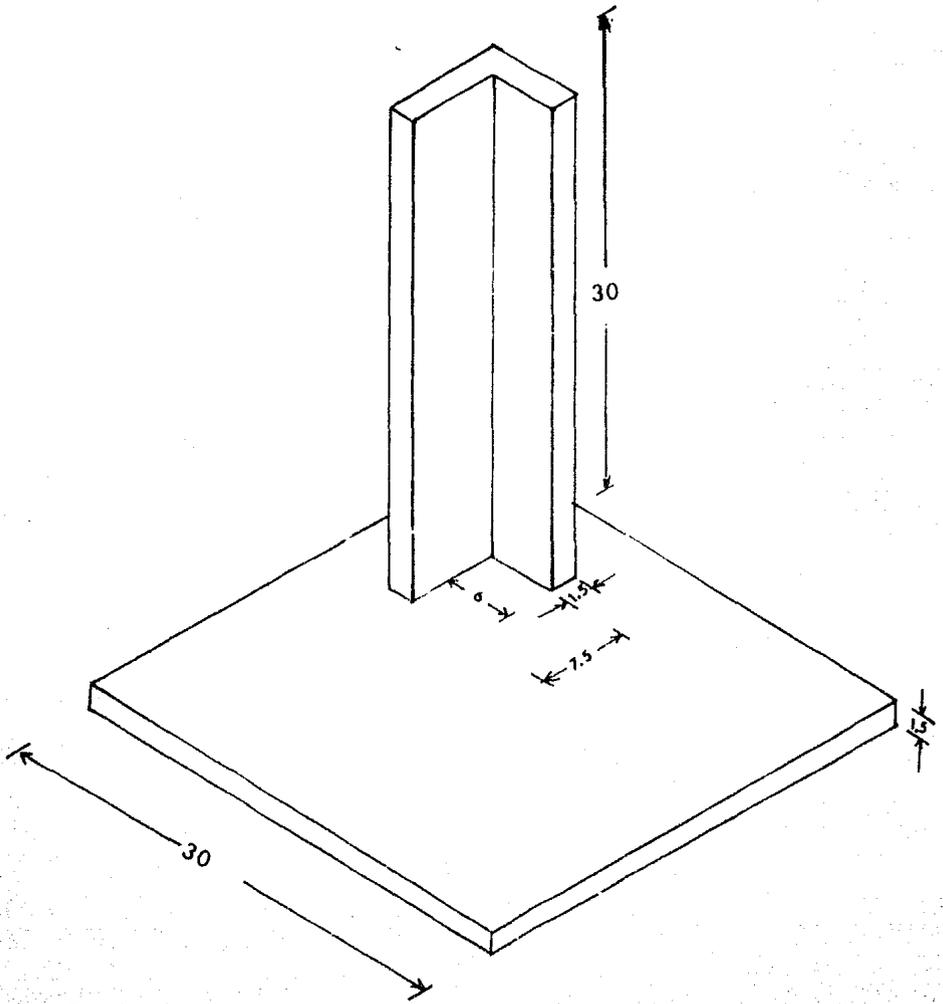


FIG. VII. 2

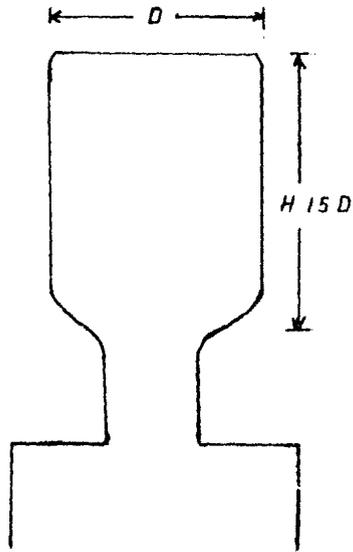
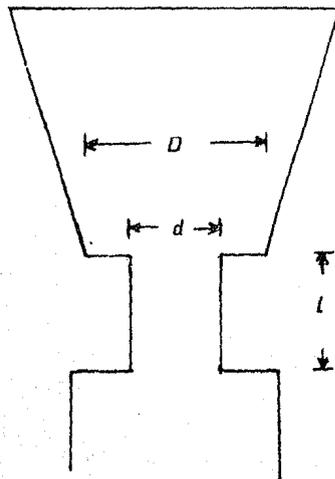


FIG. VII. 3



$$14D < L < 18D$$

$$d \geq 4D$$

FIG. VII. 4

cuidado, debido a las características propias del proceso de fusión en horno de inducción esto es, la chatarra no debía estar contaminada (altos contenidos de azufre y fósforo) y a la vez no era conveniente que tuviera un contenido en carbono mayor al 0.3%, debido a las características del acero -- que se deseaba obtener.

La chatarra se consiguió en los laboratorios del anexo como barra redonda (cold-rolled) de 1/2 pulg., cuyo análisis químico se realizó en "Fundidora de Aceros Tepeyac S.A." obteniendo los siguientes resultados:

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
%	%	%	%	%	%	%	%
0.22	0.42	0.03	0.016	0.022	0.20	0.10	0.02

La barra redonda se cortó en trozos de 3 pulg. de largo, esto fué con el fin de que al colocarlas dentro del horno su calentamiento durante el proceso de fusión fuera lo más homogéneo posible.

Las ferroaleaciones que se utilizaron fueron: ferrosilicio con 75% en silicio, ferromanganeso con 70% en manganeso y ferriobio con 58% en niobio. También se utilizaron: cal como -- fundente y formador de escoria, así como óxido de hierro para oxidar carbono.

#### Cálculo de la carga

La composición del acero que se deseaba obtener era la siguiente:

C	Mn	Si	P	S	Mo
%	%	%	%	%	%
0.10	1.30	0.30	0.016	0.022	0.04

En base a esta composición y considerando un peso de 40Kg en chatarra, hicimos los siguientes cálculos para la adición de ferroaleaciones:

Para el ferrosilicio:

$$\text{Peso de Fe-Si} = \frac{PC (0.3 \times 10^{-2})}{0.75 (0.8)}$$

donde:

PC = peso de la chatarra = 40 Kg

$0.3 \times 10^{-2}$  = % de Si a obtener

0.75 = % de Si en la ferroaleación

0.8 = recuperación del Si en la mezcla.

$$\text{Peso de Fe-Si} = \frac{40 (0.3 \times 10^{-2})}{0.75 (0.8)} = 0.2 \text{ Kg}$$

Para el ferromanganeso:

$$\text{Peso de Fe-Mn} = \frac{40 (1.3 \times 10^{-2})}{0.75 (0.8)} = 0.2 \text{ Kg}$$

donde:

PC = peso de la chatarra = 40 Kg

$1.3 \times 10^{-2}$  = % de Mn a obtener

0.7 = % de Mn en la ferroaleación.

0.8 = recuperación de Mn en la mezcla.

Para el ferromolibdo:

$$\text{Peso de Fe-Nb} = \frac{40 (0.04 \times 10^{-2})}{0.58 (0.9)} = 3.06 \times 10^{-2} \text{ Kg}$$

donde:

PC = Peso de la chatarra = 40 Kg

$0.04 \times 10^{-2}$  = % de Nb a obtener

0.58 = % de Nb en la ferroaleación

0.9 = recuperación del Nb en la mezcla.

Para el grafito:

$$\text{Peso del grafito} = \frac{40 (0.1 \times 10^{-2})}{0.7} = 0.057 \text{ Kg}$$

donde:

PC = peso de la chatarra = 40 Kg

$0.1 \times 10^{-2}$  = % de C a obtener

0.7 = recuperación de C en la mezcla.

Principales fases en la operación de fusión.

Para poder fabricar el acero en el horno de inducción las fases del proceso fueron las siguientes:

- 1.- Precalentamiento del crisol
- 2.- Carga del horno
- 3.- Fusión de la carga
- 4.- Período oxidante o de afino
- 5.- Desescoriado
- 6.- Período desoxidante
- 7.- Período de dosificación
- 8.- Colado del acero.

- 1.- Precalentamiento del crisol.

Este se realizó con un quemador de gas, durante 30 minutos, con objeto de eliminar la humedad y evitar posibles fracturas en el revestimiento de crisol.

- 2.- Carga del horno.

Esta operación se llevó a cabo introduciendo en el horno la chatarra, cuidando que su distribución fuera lo más uniforme posible, con el objeto de promover un buen contacto entre la misma para facilitar la fusión de la carga.

### 3.- Fusión de la carga.

Una vez colocada la carga en el interior del horno se puso a funcionar este, ajustándose inicialmente a 200 V, y vigilando constantemente que el valor de la corriente no fuera mayor a 60 amperes, debido a las características constructivas del horno. Al mismo tiempo se vigilaba el factor de potencia y el funcionamiento del sistema de enfriamiento.

A medida que se incrementaba la temperatura en la carga se aumenta el voltaje, y por lo tanto se incrementaba la corriente y potencia en el horno. Esto se realizó hasta -- llegar a tener la máxima potencia, 30 Kw a 400 V, lográndose fundir la carga.

### 4.- Período oxidante o de afino.

En el momento en que se formó el primer charco del metal fundido, el baño comenzó a ser oxidado por la acción -- del oxígeno del aire; cuando se observó que había acero fundido se añadía una pequeña cantidad de cal para cubrir superficialmente el baño metálico. Una vez que todo el metal se encontraba en estado líquido se añadía cierta cantidad -- de óxido de hierro para acentuar la oxidación de la escoria y por tanto del metal esta cantidad fué calculada en base -- al porcentaje de carbono que se deseaba obtener de la siguiente manera:

$$\begin{aligned} \text{Peso de carbono a eliminar} &= 1.2 \times 10^{-2} \quad (40) \\ &= 0.48 \text{ Kg} \end{aligned}$$

$$\text{Peso de FeO a agregar: } \frac{0.48(72)}{12} = 2.88 \text{ Kg}$$

donde:

$$72 = \text{peso molecular del FeO}$$

$$\text{Peso real FeO} = 2.88 / 0.8 = 3.6 \text{ Kg}$$

El baño comenzó a "hervir" debido a la oxidación del carbono, al mismo tiempo se formó una pequeña cantidad de escoria con cal, un poco de sílice y óxido de hierro esta escoria que cubre el baño metálico es en realidad la que sirve como vehículo al óxido de hierro para la oxidación del acero, durante esta fase de la operación.

En el baño metálico se oxidó primero el hierro, por ser el más abundante, y después el silicio, fósforo, manganeso y carbono sucesivamente. El óxido de carbono escapa en forma de dos mezclados entre la escoria y el baño.

#### 5.- Desescoriado.

Al final del período de afino, la escoria que cubría al baño se eliminó, este se hizo por medio de barras de acero que dando desnudo el baño metálico muy oxidado, con bajos porcentajes de carbono, manganeso y silicio.

#### 6.- Período desoxidante.

En este período se añadió ferrosilicio al baño desnudo, antes de hacer alguna otra adición; en este caso el baño absorbe un porcentaje variable de silicio, en el cual realiza la desoxidación.

#### 7.- Período de dosificación.

Una vez que concluyó el, período de desoxidación se agregaron las cantidades ya calculadas de ferrosilicio, ferromanganeso, ferroniobio y carbono.

#### 8.- Colada del acero.

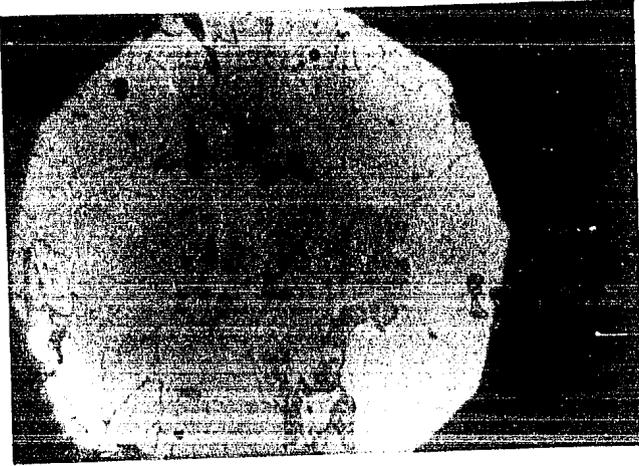
Al final del proceso se añadió el ferroniobio para asegurar homogeneidad en la composición. Previamente a la colada se precalentaron las lingoteras y la cuchara con un quemador de gas, que anteriormente fueron recubiertas con plombagina para evitar que el acero se "pegara" a ellas. En seguida se afectó la colada del acero.



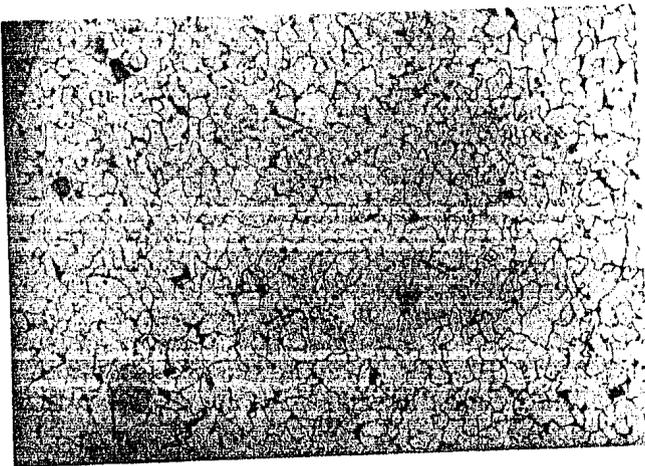
Fotografía 1. Microestructura de fundición, ataque con nital, 160 x.



Fotografía 2. Microestructura que muestra el fenómeno de segregación, distribución heterogénea en el tamaño de grano, ataque con nital, 160 x.



Fotografía 3. Concentraciones de perlita, ataque con nital, 320 x.



Fotografía 4. Microestructura de normalizado, a 1100°C, ataque con nital, 160 x.

La composición química del acero resultante se muestra en la siguiente tabla:

C	Mn	Si	P	S	Nb
%	%	%	%	%	%
0.10	0.17	0.39	0.014	0.027	0.02

#### Análisis Metalográfico.

Se observó la microestructura del acero obtenido por medio de técnicas convencionales de metalografía.

La fotografía 1 muestra la microestructura de fundición, se puede observar una gran heterogeneidad en el tamaño de grano.

La fotografía 2 muestra el fenómeno de segregación, que se presentó en una zona cercana a la cabeza del lingote.

En la fotografía 3 se observa una concentración de perlita, en la estructura de fundición.

Como no es deseable tener concentraciones de perlita -- para las características del acero que se quiere obtener, se le dió un tratamiento de normalizado a los lingotes con el fin de obtener un tamaño de grano homogéneo, así como una distribución uniforme de perlita deseable para la laminación controlada.

La fotografía 4 muestra la microestructura obtenida con el normalizado, observándose un tamaño de grano uniforme, así como una distribución homogénea de perlita.

#### Laminación Controlada.

A continuación se describe el equipo que se utilizó en esta parte del desarrollo experimental.

Laminadora Hille-25

Tipo: dño reversible

Carga máx. de laminado: 40 t

Par máx. de laminado: 0.165 t-m a velocidad  $\underline{0.508 \frac{m}{s}}$

Par mín. de laminado: 0.051 t-m a velocidad = 1.524 m/s

Potencia del motor: 18.64 kw.

Abertura máx. de en los rodillos: 0.04 m

Diámetro de los rodillos: 0.1143 m

Longitud de los rodillos: 0.152 m.

La laminadora esta equipada con rodillos para trabajar en frío y en caliente.

Para laminar los lingotes se llevaron hasta la temperatura de homogeneización de 1200°C, durante 40 minutos.

Los programas que se realizaron para la laminación fueron los siguientes.

Lingote	# de pasada	Reducción %	t/pasa. seg.	h. cm.	h <sub>f</sub> cm.	Temp. °C
1	1	20	-	4	3.2	1150
	2	20	10	3.2	2.56	
2	1	10	-	4	3.6	1150
	2	10	10	3.6	3.24	
	3	10	10	3.24	2.92	
	4	10	10	2.92	2.63	
3	1	10	-	4	3.6	1150
	2	10	10	3.6	3.24	
	3	10	10	3.24	2.92	
	4	10	10	2.92	2.63	
	5	10	10	2.63	2.37	
*****inicia segunda etapa de laminación*****						
	6	10	10	2.37	2.13	950
	7	10	10	2.13	1.92	
	8	10	10	1.92	1.73	

Lingote	# de pasada	Reducción %	t/pasa. seg.	h. cm.	h <sub>f</sub> cm.	Temp. °C
*****inicia tercera etapa de laminación*****						
	9	10	10	1.73	1.55	750
	10	10	10	1.55	1.40	
-----						
4	1		-	4.	3.7	1150
	2		10	3.7	3.4	
	3		10	3.4	3.1	
	4		10	3.1	2.8	
	5		10	2.8	2.5	
*****inicia segunda etapa de laminación*****						
	6		10	2.5	2.2	950
	7		10	2.22	1.9	
	8		10	1.9	1.6	
*****inicia tercera etapa de laminación*****						
	10		10	1.3	1.0	750
	11		10	1.0	0.7	
	12		10	0.7	0.4	

Los programas 1 y 2 se realizaron con el fin de observar el comportamiento a la deformación a altas temperaturas, para lo cual los lingotes una vez deformados se enfriaron en agua.

El programa 3 comprendió las tres etapas de laminación controlada, se manejaron porcentajes de reducción constantes.- Al terminar de laminar se dejó enfriar al aire el producto, -- hasta la temperatura ambiente.

El programa 4 comprendió también las tres etapas de laminación controlada, pero en este caso se utilizaron reducciones constantes de 3mm. Al final de la laminación se dejó enfriar el producto al aire, hasta la temperatura ambiente.

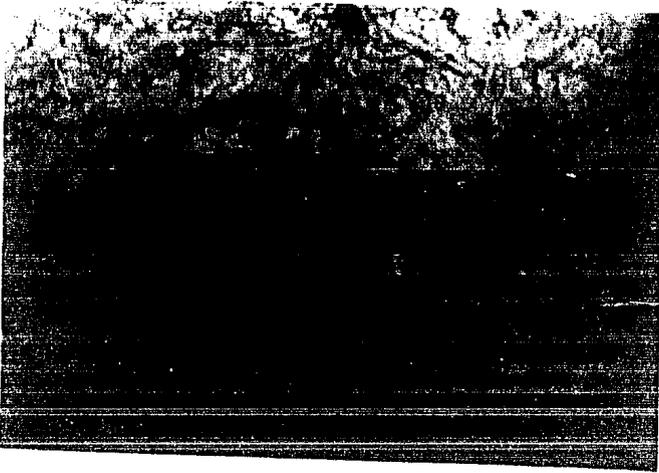
La fotografía 5 muestra la microestructura obtenida con el programa de laminación 1, en ella se observa gran hete-

rogeneidad en el tamaño de grano de austenita, con nucleaciones de ferrita, debido probablemente a que el temple no se realizó con suficiente rapidez.

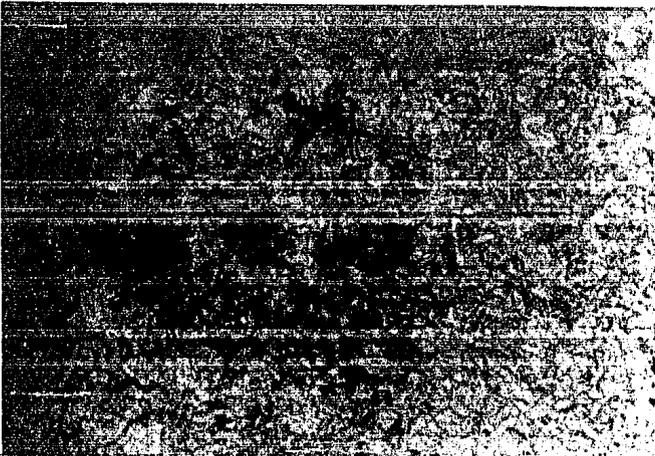
La fotografía 6 muestra el efecto de las reducciones a -- alta temperatura sobre el tamaño de grano de la austenita, siendo este más pequeño que el que se obtuvo con el programa de laminación 1. Con esto se confirma que para un mismo porcentaje - total de reducción, entre más pasadas se den el tamaño de grano de la austenita resultante es más fino.

La fotografía 7 muestra la microestructura obtenida al final de la laminación controlada, al aplicar el programa de laminación 3. En esta se observa que el tamaño de grano de ferrita-disminuyó considerablemente, aunque se observa una heterogenei-dad en el tamaño de grano.

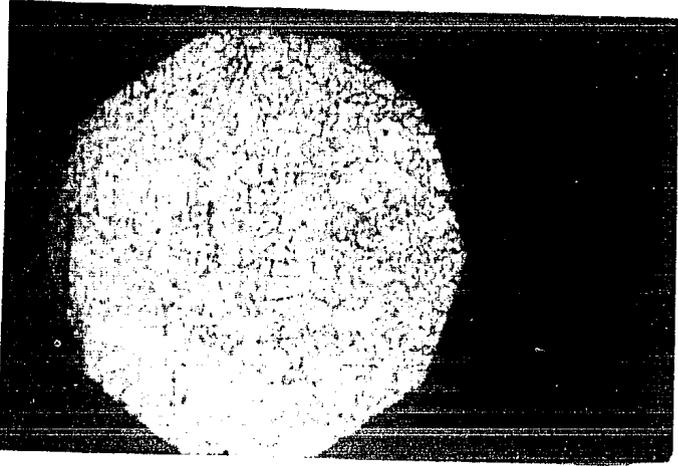
La fotografía 8 corresponde al programa de laminación 4;- se observa un tamaño de grano ferrítico fino y menos heterogé-neo que el obtenido con el programa de laminación 3, debido a - que hubo mayor deformación en las dos últimas etapas de lami-nación controlada.



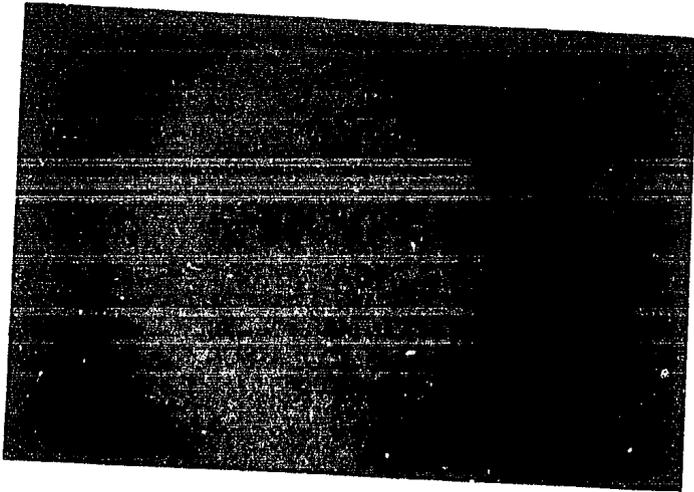
Fotografía 5. Microestructura con gran heterogéneidad en el tamaño de grano, ataque con nital, 160 x.



Fotografía 6. Microestructura con varias pasadas de laminación a alta temperatura, ataque con nital, 160 x.



Fotografía 7. Microestructura obtenida con el programa de laminación 3. Tamaño de grano ferrítico fino, ataque con nital, 320 x.



Fotografía 8. Microestructura obtenida con el programa 4; ataque con nital, - 320 x.

## Comentarios y/o Conclusiones.

- a) Consideramos que el bajo porcentaje en manganeso obtenido en el acero microaleado al Niobio, se debió a que el manganeso que se agregó en forma de ferroaleación gran parte sirvió como desoxidante y desulfurante, lo que nosotros no tomamos en cuenta, únicamente calculamos la cantidad de manganeso que se agregó para obtener la composición deseada en el acero.
- b) El tamaño de grano heterogéneo obtenido resultado de la laminación, se debió principalmente a que la deformación en la segunda etapa de laminación no fué suficiente para incrementar los sitios de nucleación de ferrita.
- c) Es evidente que al comparar las microestructuras obtenidas de normalizado y laminación, hay un tamaño de grano ferrítico más fino, a pesar de no ser uniforme, en la última debido a la deformación lo que se comprueba con las fotografías 4 y 8.
- d) El tamaño de grano ferrítico es resultado del control microestructural en todo el proceso. Durante el proceso de laminación controlada deben vigilarse parametros tales como temperatura de deformación, porcentajes de reducción, temperatura de autenización, tiempo entre pasadas, así como la velocidad de enfriamiento para tener un control sobre la microestructura, ya que de esto depende el tamaño de grano ferrítico obtenido.
- e) El incrementar la cantidad de microaleante, a niveles muy altos, para mejorar las propiedades mecánicas no es recomendable ya que se ha demostrado que se tienen las mejores condiciones cuando el carbono, nitrógeno y niobio se combinan estequiométricamente, de otra forma se incrementaría el costo del material.

- f) De las fotografias 5 y 6 se comprueba que cuando se dan más pasadas a un material en la laminación el tamaño de grano de austenita recristalizada será más fino, de aquí la importancia de realizar varias pasadas en la primera etapa de laminación controlada.
- g) Es aconsejable tener un tamaño de grano inicial de austenita lo más pequeño posible, ya que se tiene un mejor control en el crecimiento de los granos de austenita después de la recristalización entre las pasadas de laminación, para la siguiente etapa del proceso de laminación controlada.

## B I B L I O G R A F I A

- 1.- Apraiz Barreiro Jose.  
Fabricación del Hierro y el Acero.  
Ed J RMO  
Ed 1980.
- 2.- Avner Sidney.  
Introducción a la Metalurgia Física.  
Ed Mc Graw-Hill.  
Ed 1981.
- 3.- Guy A. G.  
Fundamentos de Ciencia de Materiales.  
Ed Mc Graw-Hill.  
Ed 1981.
- 4.- F linn-Trojan.  
Materiales de Ingeniería y sus Aplicaciones.  
Ed Mc Graw-Hill.  
Ed 1979.
- 5.- Dieter George.  
Mechanical Metallurgy.  
Ed Mc Graw-Hill.  
Ed 1970.
- 6.- Olvera Jiménez Raúl.  
Puesta en Marcha del Horno de Inducción de la Facultad de  
Ingeniería.1979.
- 7.- Ortiz Prado Armando.  
Fabricación de Aceros con Alto Contenido de Manganeso.1980.
- 8.- Márquez J baldo-Guerrero Marco A.  
Tratamientos termomecánicos.1983.
- 9.- Colás Ortiz Rafael.  
Aceros Microaleados.Conferencia 1985.
- 10.- Tanaka-Tabata.  
Three Stages of the Controlled-Rolling Process.  
Symposium Microalloying(M. A) 1975.
- 11.- Morris Cohen  
Thermo-Mechanical Processing of Microalloyed Steels.  
M. A. 1975.
- 12.- Pogorahelsky J .I.  
Controlled Rolling of Microalloyed Steels.  
M. A. 1975.
- 13.- Pickering F .B.  
High-Strength, Low-Alloy Steels-A Decade of Progress.  
M. A. 1975.

- 14.- Hoogendoorn Thomas  
Quantifying the Effect of Microalloying Elements on  
Structure During Processing.  
M.A. 1975.
- 15.- Leslie William C.  
Technology of Microalloyed-Steel Production.  
M.A. 1975.
- 16.- Weise Helmut.  
Weldable High-Strength Steel for Reinforcing Bars.  
M.A. 1975.
- 17.- Stuart Harry.  
Niobium in Bar Products and Structural Shapes.  
Conferencia CENACERO (C.C.) 1979.
- 18.- Gray Malcolm.  
Recent Developments in Pipelines and Pipe Steels.  
C.C. 1979.
- 19.- Green Farno L.  
Present and Future Use of Microalloyed Steels in  
Automobiles.  
M.A. 1975.
- 20.- Mc Lean A.  
Control of Inclusions in High-Strength, Low-Alloy Steels.  
M.A. 1975.
- 21.- Dinda Subimal.  
Using Microalloyed Steels to Reduce Weight of Auto-  
motive Parts.  
M.A. 1975.
- 22.- Pickering F.B.-Amin.  
Austenite Grain Coarsening and the Effect of Thermo-  
mechanical Processing on Austenite Recrystallisation.  
AIME 1981.
- 23.- Hashimoto-Kobayashi.  
Controlled Rolling Practice of HSLA Steel at Extremely  
Low Temperature Finishing.
- 24.- Katsumata-Machida.  
Recrystallization of Austenite, hot-Rolling with High-Tempera-  
ture in Niobium Steels..  
AIME 1981.
- 25.- Sekine-Maruyama.  
Grain Refinement with Hot-Rolled and Cooling after  
Rolling.  
AIME 1981.

- 26.- Maki-Akosaka.  
Dynamic Recrystallization Behavior of  
Austenite in Several Low and High Alloy  
Steels.  
AIME 1981.
- 27.- Walter Gordon.  
Spectrum of Applications for Microalloyed  
Steels.  
M.A. 1975.
- 28.- Tanaka-Enami.  
Formation of Mechanism of Structures with  
graines of Austenite Mixed with Controlled  
Rolled in Niobium Steels..  
AIME 1981.
- 29.- Wilson-Keown.  
Prediction of Precipitate Phases in Microalloy  
Steels Containing Niobium, Carbon, Nitrogeny  
Aluminium.  
AIME 1981.
- 30.- Pickering-Amin  
Ferrite Formation from Thermo-Mechanically  
Processed Austenite.  
AIME 1981.
- 31.- Xiang-Luan  
Effect of Hot Working on Deformation Recrystally-  
zation Behavior of Austenite, and it's Transformati-  
on Structure in a Low-Carbon, Mn-Nb Steel.  
AIME 1981.
- 32.- Heisterkamp F.  
Optimized Rolling Schedule for Plate, Strip,  
Beams and other Microalloyed Products-Influen-  
ce of Niobium.  
M.A. 1975.
- 33.- Gray Malcolm.  
Melting Shop Procedures for the Manufacture of  
Niobium Microalloyed Structural Steels.  
M.A. 1975.
- 34.- Gladman T.  
Structure-Property Relatio Ships in High-Strength  
Microalloyed Steels.  
M.A. 1975.

- 35.- Meyer-Heisterkamp.  
Columbium, Titanium and Vanadium in Normalized  
Thermo-Mechanically treated and Cold Rolled Steels.  
M.A. 1975.
- 36.- Kozasu-Ouchi.  
Hot Rolling as a High-Temperature Thermo-Mechanical  
Process.  
M.A. 1975.
- 37.- Fukuda M.  
Effects of Controlled Rolling and Microalloying  
on Properties of Strips and Plates  
M.A. 1975.
- 38.- Greday T.  
The Combined effect of Microalloying Steels with  
Columbium and Vanadium.  
M.A. 1975.
- 39.- Lebon Alain.  
Using Laboratory Simulations to Improve Rolling  
Schedules and Equipment.  
M.A. 1975
- 40.- Carter William.  
Microalloyed Steels for Storage Tanks and Pressure  
Vessels Operating at Low Temperatures.  
M.A. 1975.
- 41.- Hamilton I.G.  
The use of Microalloyed Steels in the Manufac-  
ture of Thick Pressure Vessels.  
M.A. 1975.
- 42.- Stuart-Nascimento  
Review of Microalloyed and Special Steels  
Containing Niobium.  
C.C. 1979.