

70
rej



Universidad Nacional Autónoma de México

Facultad de Ingeniería



ACEROS DE DOBLE FASE

T E S I S

Que para obtener el título de:

INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

P r e s e n t a :

Guillermo Santana Arias

Director: Ing. Armando Ortiz Prado



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 .

I).- INTRODUCCION.	1
II).- MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS.	4
- Aceros Recocidos.	6
- Aceros Templados.	8
- Carburos.	11
- Inclusiones no metálicas	12
III).- TRATAMIENTO TERMOMECANICO DE LOS ACEROS.	13
- Tratamiento Termomecánico de Baja Temperatura.	14
- Tratamiento Termomecánico de Alta Temperatura.	16
- Otros Tratamientos Termomecánicos.	18
- Aplicaciones.	20
IV).- LAMINACION.	22
- Tipos de Laminadores.	25
- Trenes o Molinos.	28
- Relaciones Geométricas de Laminación.	29
V).- ACEROS DE DOBLE FASE.	37
- Procesos de Fabricación.	38
- Características y Propiedades.	39
- Ventajas y Limitaciones.	44
- Aplicaciones.	45
VI).- PARTE EXPERIMENTAL.	47
VII).- CONCLUSIONES.	65
BIBLIOGRAFIA.	68

I INTRODUCCION

Los aceros de doble fase representan un nuevo tipo de material el cual ha sido investigado y desarrollado como resultado de las necesidades creadas por las leyes promulgadas por el Congreso de los EE.UU., referente a la emisión de NO_x , consumo de combustible y seguridad de los pasajeros de automóviles y camiones. Todo lo anterior provoca la necesidad de obtener aceros más tenaces confiables y de mayor resistencia, para con todo esto garantizar mayor seguridad y menor peso de los vehículos automotrices.

Entre los materiales más confiables que han sido investigados y que pueden ser empleados en la fabricación de diversas partes estructurales del automóvil, se encuentran los aceros de doble fase.

Estos se caracterizan por tener una microestructura de 10 a 20% de martensita dentro de una matriz ferrítica (75% aproximadamente) más austemita retenida y perlita.

Estos aceros fueron patentados por la US Steel Co. en 1968, pero fue hasta 1975 cuando se conoció su enorme potencial.

El primer acero de doble fase que se dió a conocer en el mercado fué en los Estados Unidos, surgió en el año de 1978 dándolo a conocer Jones Laughlin Steel Co., cuya composición química básica

0.11% C, 1.5% Mn, 0.5% Si, 0.01% S, 0.05% V, 0.04% Al.

En Estados Unidos se fabrica el acero de doble fase pero se le adicionan elementos aleantes (formadores de carburos), para garantizar la formación de la estructura bifásica, entre estos elementos tenemos: V, Mn, Nb, Si.

En Japón se fabrican éstos aceros pero sin la adición de elementos aleantes, provocando menor costo en su fabricación respecto a los aleados.

Los objetivos del presente trabajo es tratar de obtener martenita en una matriz ferritica, siguiendo el proceso de laminado en tibio y luego darle tratamiento, utilizando un acero comercial 1008 sin la adición de elementos aleantes.

El trabajo realizado consistió básicamente en la selección y corte de un acero 1008 con 2.65 mm. de mayor espesor y con 20 cm. de largo por 2.54 cm. de ancho, estas dimensiones fueron para la primera y segunda prueba experimental y para la tercera prueba se utilizaron muestras con 10 cm. de largo por 2.54 cm. de ancho con el mismo espesor obtenidas las muestras, se metieron al horno y se llevaron a condiciones de temperatura de 780°C para ser posteriormente laminadas con velocidad constante y templadas en agua.

Las dos últimas muestras se calentaron a 820°C y templadas en una mezcla de agua mas ácido sulfúrico, los resultados obtenidos durante esta prueba fueron máximos.

En base a esto se realizó una segunda prueba experimental llevando las muestras a condiciones de temperatura de 800°C, 820°C, 840°C todas éstas laminadas a 50, 100, 150 y 200 FT/min. y templadas en agua, los resultados obtenidos fueron óptimos con las menores velocidades de laminación y con temperatura de 800°C.

Pero con respecto a la primera prueba experimental los resultados no alcanzaron los valores óptimos.

Se preparó una tercera prueba experimental llevando el material a condiciones de 810°C, 830°C y 850°C laminadas a velocidades de 50, 100, 150 y 200 FT/min. y templadas en una mezcla de agua con sosa al 5%. Al obtener los resultados se encontró que las condiciones fueron máximas a temperatura de 810°C y con una velocidad de laminación de 50 FT/min.

Esta tercera parte experimental fué la que mas se acercó a las condiciones buscadas ya que se obtuvieron los mejores resultados respecto a las pruebas anteriores.

Con estos aceros de doble fase se pueden fabricar piezas con menor peso y espesor, ya que cumplen con las condiciones de resistencia a la tracción respecto a los aceros convencionales.

De las piezas automotrices que se pueden fabricar están:

Brazos de Suspensión, Hojas de Ventilador, Lámina para Carrocería, Ventilador de Alternador, etc.

Empleando estos materiales representa un ahorro del 18 - 30% en peso.

En las aplicaciones estructurales están siendo estudiadas todavía y no tienen aplicación directa.

Estos aceros pueden ser conformados con troqueles y estampas que se emplean en aceros convencionales.

Estos materiales presentan buena ductilidad, soldabilidad, y la curva esfuerzo-deformación no presenta límite elástico marcado endureciendo rápidamente por trabajo.

Entre algunas desventajas que se presentan es que; la velocidad de calentamiento y la de enfriamiento debe ser bien controlada para obtener la microestructura deseada.

II MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS.

La metalografía que tiene por objeto el estudio de la estructura de los metales, nació en el siglo pasado hacia 1808 WIDMANSTATTEN - comenzó a estudiar la estructura de los meteoritos observando a simple vista su constitución macrográfica, puliendo su superficie y atacándola con ácidos y haciéndola visible por calentamientos relativamente a bajas temperaturas.

SORBY en Inglaterra fué el primero que utilizó en los años de 1856 a 1864 el exámen de reflexión y el microscopio para los estudios metalográficos, posteriormente en el año de 1878, comenzó MARTENS en Alemania sus notables estudios sobre la microestructura de los aceros y fundiciones.

Los trabajos del francés FLORIS OSMONS, fueron sin duda los - mas decisivos y trascendentales en colaboración con Werth que publicó en 1883 su teoría celular de los aceros, la cual explica como los aceros están constituidos por un núcleo de hierro rodeado por un cemento que desaparece con el temple.

En los últimos años muchos investigadores de todas las nacionalidades han dedicado una gran atención y han efectuado notables trabajos sobre la estructura microscópica de los aceros.

MICROCONSTITUYENTES DE LOS ACEROS.

Conforme se fué avanzando en el conocimiento de la microestructura de los aceros se observó que ésta no era igual en todos los casos y que la apariencia de los diferentes constituyentes han sido denominados básicamente en honor de notables investigadores en ésta rama de la ciencia, así también por su apariencia u aspecto.

Aparte de los microconstituyentes que se pueden encontrar en los aceros, existen elementos extraños en la matriz metálica las cuales se llaman inclusiones, siendo mas adelante explicadas sus características y efectos.

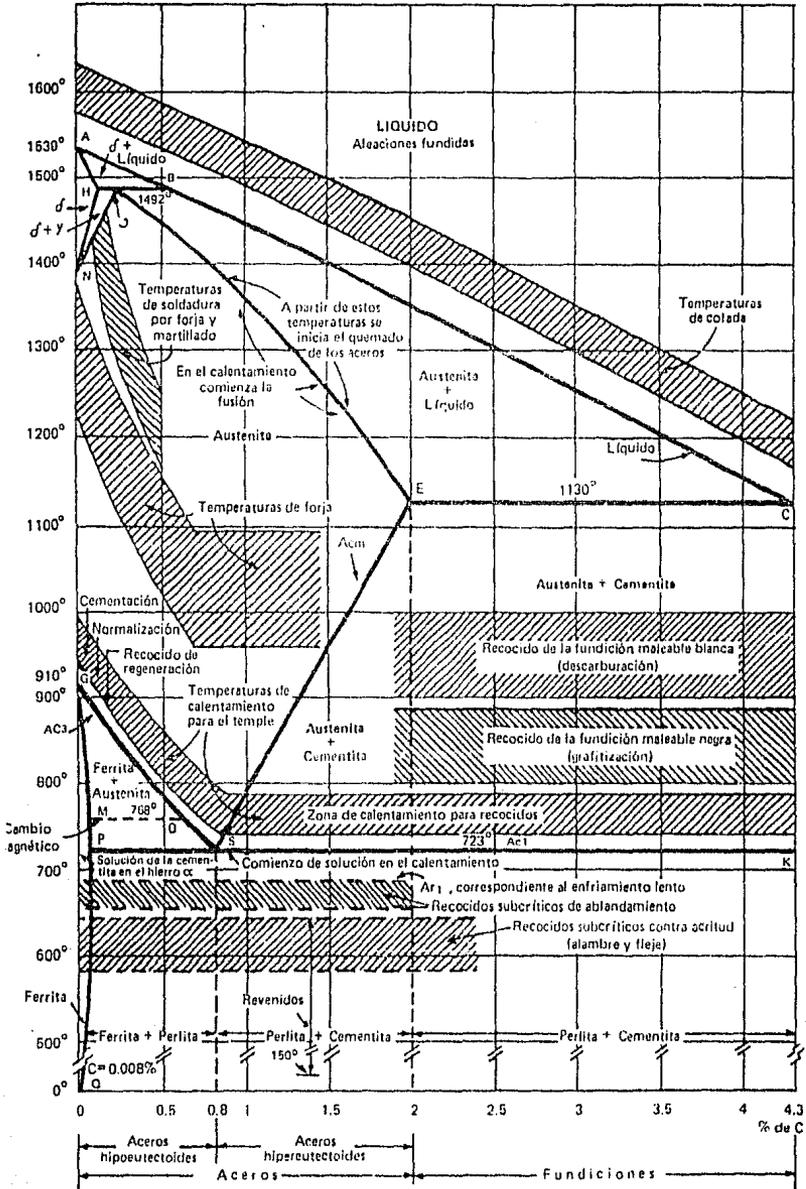


DIAGRAMA DE EQUILIBRIO DE HIERRO
CARBURO DE HIERRO.

ACEROS RECOCIDOS.

En los aceros recocidos se obtiene una microestructura muy diferente que en los aceros templados, ya que éstos aceros son calentados a una temperatura mayor a la de recristalización y son dejados a enfriar en el horno, obteniendo como resultado las microestructuras siguientes:

FERRITA, CEMENTITA y PERLITA.

Cuyas características se describen a continuación.

FERRITA.

La ferrita es hierro alfa o sea hierro casi puro que puede contener en soluciones pequeñas cantidades de silicio, fósforo y otras impurezas, cristaliza en un sistema cúbico de cuerpo centrado; tiene aproximadamente una resistencia de 28 Kg/mm^2 , con un alargamiento del 35%, una dureza de 90 unidades brinell. Es el mas blando de todos los constituyentes del acero es muy ductil y maleable, es magnética y de pequeña fuerza coersitiva, los reactivos habituales son ácido nítrico 1, 3, 5%.

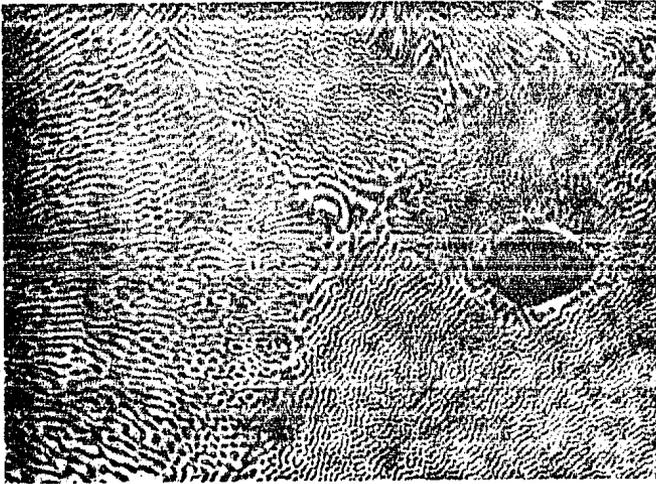


FERRITA.

PERLITA.

Es un constituyente eutectoide, formado por capas alternadas de hierro alfa y carburo de hierro, o lo que es lo mismo de ferrita y cementita. Es de composición química constante y definida y además contiene aproximadamente 6 partes de hierro y una de carburo que corresponde a 13.5% de CFe_3 , tiene una resistencia de 80 Kg/mm^2 y un alargamiento de 15% aproximadamente.

La perlita aparece en general en el enfriamiento lento de la austenita o por transformación isotérmica de la austenita en la zona de los 650°C a los 725°C , la ferrita y cementita que componen la perlita aparecen formando láminas paralelas y alternadas que tienen reflejos nacarados por los que Sorby en 1864 le dió el nombre de const. perlítico.

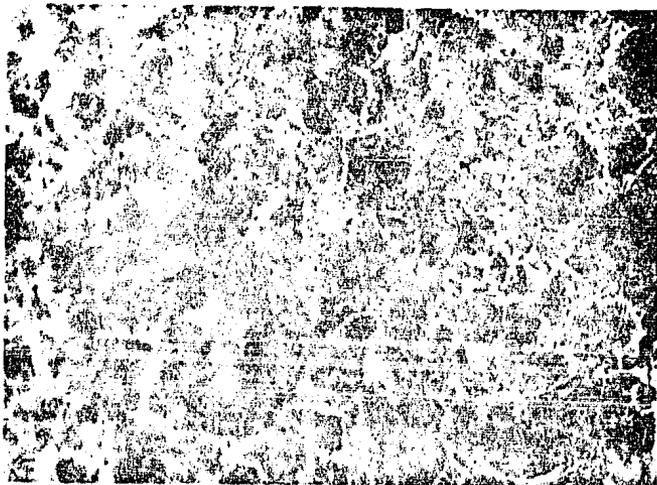


PERLITA.

CEMENTITA.

La cementita es carburo de hierro Fe_3C , contiene 6.67% de carbono y 93.33% de hierro es el constituyente más duro y frágil de los aceros al carbono. Su dureza es superior a 68 Rockwell C y cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico de gran tamaño, no es coloreada por

los reactivos usados usualmente, es magnética a temperatura ambiente pero pierde su magnetismo a 218°C.



CEMENTITA.

ACEROS TEMPLADOS.

Al calentar un acero por encima del punto crítico, se modifica su estructura cristalina que tenía el material a temperatura ambiente, posteriormente se enfría rápidamente en agua, mas sin embargo la microestructura que se obtiene en este proceso es la siguiente:

AUSTENITA y MARTENSITA.

AUSTENITA.

Es una solución sólida de carbono en hierro gama, puede contener desde 0 a 1.7% de carbono y es por lo tanto un constituyente que tiene una constitución variable; todos los aceros se encuentran formados por cristales de austenita cuando se calientan a temperatura superior a la crítica aunque generalmente es un constituyente inestable.

Se puede tener esa estructura a temperatura ambiente por enfriamiento rápido de aceros de alto contenido de carbono o de muy alta aleación.

En algunos aceros de alta aleación como los cromoniquelados y los aceros de alto manganeso aparece la austenita a la temperatura ambiente por simple enfriamiento al aire.

El nombre de austenita se le dá en memoria al metalurgista inglés Robert Austen.

Su resistencia es de 88 a 105 Kg/mm² aproximadamente, su dureza está alrededor de 300 Brinell y su alargamiento es de 30 a 60% no es magnética, es blanda, muy dúctil y tenaz tiene gran resistencia al desgaste; siendo el constituyente más denso de los aceros.

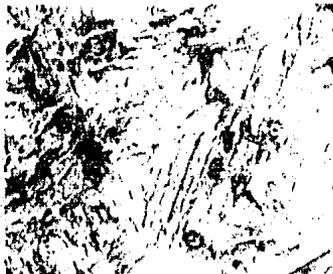
Aparece siempre mezclado con martensita (después del temple).

MARTENSITA.

Es el constituyente típico de los aceros templados se admite que está formado por una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa y se obtiene por enfriamiento rápido en los aceros desde alta temperatura. Su contenido en carbono suele variar generalmente desde pequeñas trazas hasta el 1% de carbono y algunas veces en los aceros hipereutectoide aún suele ser más elevado.

Sus propiedades físicas varían con su composición aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con un contenido de carbón hasta un 0.90% aproximadamente después de los carburos y de la cementita es el constituyente más duro de los aceros, tiene una resistencia de 170 a 250 Kg/mm², una dureza de 50 a 68 Reckwell C y un alargamiento de 2.5 a 0.5% es magnética.

La martensita cristaliza en un sistema tetragonal está formada su red elemental por un paralelepípedo que difiere muy poco del cubo de cuerpo centrado.



BAINITA.

De todos los constituyentes que describimos la bainita es el último que se ha descubierto, desde un principio se diferenciaron dos tipos de estructuras; la bainita superior de aspecto arborecente formada a 500°C - 550°C que difiere bastante de la bainita inferior formada a mas baja temperatura de 250°C a 400°C que tiene un aspecto acicular parecido a la martensita.

La bainita superior, está formada por una matriz ferrítica conteniendo carburos, la bainita inferior está constituida por agujas alargadas de ferrita que contienen delgadas placas de carburos, estas pequeñas placas son paralelas entre sí y su dirección forma un ángulo de 60 grados, su dureza varía desde 40 Rockwell C aproximadamente



BAINITA.

TROOSTITA.

La troostita viene siendo un agregado fino de cementita y de hierro alfa, esta se obtiene por un enfriamiento de la austenita a una velocidad ligeramente inferior a la crítica del temple, o también se obtiene por una transformación isotérmica de la austenita a temperaturas de 500°C a 600°C según la composición de los aceros.

Sus propiedades físicas son intermedias entre la martensita y la sorbita, es magnética tiene una resistencia de 140 a 175 Kg/mm^2 , su dureza es de 400 a 600 Brinell y el alargamiento de 5 a 10%.

El nombre de este constituyente se le dió en memoria del físico francés Treest.

Es un constituyente nodular obscuro y aparece generalmente acompañado de martensita y austenita.

SORBITA

La sorbita es un agregado fino de cementita y hierro alfa. Se obtiene por enfriamiento de la austenita a una velocidad bastante inferior a la crítica de temple o por transformación isotérmica de la austenita en la zona de 600°C a 650°C aproximadamente, las características físicas andan alrededor de:

Su resistencia es de 88 a 140 Kg/mm² su dureza es de 250 a 400 Brinell y un alargamiento de 10 a 20%.

El nombre de sorbita fué dado por Osmond en honor al metalurgista inglés Sorby.

Con grandes aumentos aparece como pequeños gusanillos y en ocasiones como granos blancos muy finos sobre un fondo obscuro, en ocasiones se confunde con la perlita y aparece muy frecuentemente en la estructura de los aceros hipo o hipereutectoide normalizados o recocidos.

La sorbita es el constituyente de casi todos los aceros forjados y laminados, pues la velocidad de enfriamiento en estos procesos no suele ser suficientemente lenta para la formación de la perlita.

En la actualidad y con el desarrollo de diversos constituyentes microscópicos, existe una gran tendencia a agrupar la troostita y sorbita junto con la perlita en una familia de constituyentes laminares; de acuerdo con diversos estudios en las curvas de las "S" se ha encontrado fundamentalmente que la perlita se forma a elevada temperatura próxima a la eutectoide, la sorbita a temperatura un poco inferior y finalmente la troostita a mas baja temperatura de 500 a 600°C.

CARBUROS.

Son cuerpos muy duros que se forman al combinarse algunos elementos especiales con el carbóno, a altas temperaturas los carburos pueden disolverse en hierro y pueden formar parcialmente solución sólida de austenita. Se presentan parcialmente en aceros rápidos, aceros indeformables con alto contenido de cromo; la martensita a pesar de su gran dureza es mas blanda que los carburos.

Una de las propiedades mas importantes de los aceros con carburos es la facultad que poseen de conservar su dureza cuando son calentados a temperaturas altas..

INCLUSIONES NO METALICAS

Son elementos extraños a la matriz metálica que aparecen en los aceros siendo muy perjudicial su presencia, ya que reducen sus características y propiedades y pueden provenir de la escoria y entre estos tenemos a los sulfuros, óxidos y silicatos.

SULFUROS.- Es el mas importante, el que se le llama sulfuro de magnesio que es plástico de color gris, se deforma y se alarga por forja, es menos perjudicial que los óxidos y silicatos.

OXIDOS.- El óxido que con mas frecuencia se presenta en los aceros es la alúmina ya que es muy dura y frágil, en la forja y en la laminación se rompe y se dispersa, apareciendo siempre de color oscuro de pequeño tamaño.

SILICATOS.- Son inclusiones muy peligrosas porque son los que mas reducen las características de los aceros, suelen presentarse silicatos complejos de manganeso, hierro, cromo, se alargan y se rompen en la laminación y forja.

III TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS DE LOS ACEROS.

Esta denominación se le dá a un proceso de trabajo mecánico controlado, seguido por un tratamiento térmico usual en los aceros.

Todo esto con la finalidad de obtener una mejoría en la combinación de propiedades mecánicas en un producto final.

El tratamiento termomecánico tiene como finalidad alcanzar ultraelevados niveles de resistencia en productos terminados y no solo se limita a esto, mas sin embargo también es posible incrementar tanto la ductilidad como la tenacidad a niveles adecuados en productos tanto terminados como semielaborados.

Se ha observado que existían cambios benéficos en otras propiedades tales como resistencia a la fatiga, a la corrección, ala fluencia, etc., estos tratamientos involucran (en el caso de los aceros), el trabajo mecánico al mismo tiempo en que el material se encuentra en la fase de austenita estable o metaestable o durante la transformación de esta.

Como ejemplo de los beneficios obtenidos por este tratamiento tenemos que un acero tratado térmicamente en forma convencional (temple), puede alcanzar una resistencia tensil de 240 Kg/mm^2 , tratado termomecánicamente puede alcanzar entre 250 y 270 Kg/mm^2 , además de lo anterior se obtiene también una ductilidad y tenacidad mayores.

En general los tratamientos termomecánicos se llevan a cabo en dos e t a p a s :

- Endurecimiento por trabajo intensivo de fases de alta temperatura (Austenita en el caso de los aceros).
- Enfriamiento rápido, en el curso de esta fase endurecida por trabajo o parcialmente recristalizada y sufre una transformación alotrópica.

CLASIFICACION DE LOS PROCESOS.

- Tratamiento termomecánico a baja temperatura.
- Tratamiento termomecánico a alta temperatura.
- Tratamiento termomecánico vibracional (tersión).
- Tratamiento termomecánico combinado (alta temp. y baja temp.)

TRATAMIENTO TERMOMECANICO DE BAJA TEMPERATURA (TTBT)

La deformación se lleva a cabo a temperaturas inferiores a la de re-crystalización y de acuerdo a esta última definición, cualquier aleación pue de ser sometida a TTBT, sin tomar en cuenta si se lleva a cabo o no una --- transformación después de la deformación.

Para los aceros éste tratamiento puede definirse como la aplicación de un proceso que involucra deformación plástica en la región o bahía de aus-tenita metaestable, antes de su deformación a martensita, en el caso de los aceros se sigue el siguiente procedimiento tecnológico:

- a).- Austenización en el rango 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 re-crystalización por ejemplo: enfriamiento en plomo fundido.
- c).- Deformación plástica en cantidades que pueden variar de un 75 a un 95% a esa temperatura.
- d).- Temple en agua o aceite dependiendo de la composición química - del acero.
- e).- Revenido a bajas temperaturas.

Para los aceros es de gran importancia la temperatura de austeniza-ción o ejerce su influencia através de un efecto que depende de dos factores que son:

- Tamaño de grano austenítico
- Disolución de carburos.

Esta temperatura deberá ser lo suficientemente elevada como para lle-var a solución al carbono y elementos de aleación.

VENTAJAS DEL TTMBT.

- 1).- La resistencia tensil aumenta con la cantidad de deformación de 0.465 Kg/mm^2 a 0.775 Kg/mm^2 por cada porcentaje de deformación.
- 2).- El grado de reforzamiento es mas o menos proporcional al grado de deformación, este incremento en la resistencia va acompañado de un ligero deterioro en la ductilidad.
- 3).- La tenacidad aumenta con la cantidad de deformación.
- 4).- La deformación de la austenita metaestable acelera la cinética hacia la transformación de perlita y agregados de bainita.
- 5).- El uso de elementos de aleación principalmente el Cr, Mo, etc. estabilizan la austenita, es decir, tienen un efecto contrario a lo que produce la deformación; tomando en cuenta que la deformación plástica de la austenita acelera la transformación a ferrita y agregados de carburo y por lo tanto hay que tener dichos elementos de aleación en cantidades suficientes para disminuir la velocidad de transformación y así evitar la transformación de ferrita durante la etapa de la deformación plástica.

MECANISMOS.

Aunque se han hecho grandes esfuerzos para la correcta interpretación del proceso, aún se ha logrado establecer un mecanismo único que puede explicar plenamente el mejoramiento de las propiedades mecánicas de los productos sometidos al TTMBT.

La teoría mas comunmente aceptada, es que las propiedades obtenidas mediante el TTMBT, no se debe a un mecanismo único sino que depende de varios fenómenos relacionados entre ellos como son:

- Precipitación de carburos en la austenita metaestable durante la deformación.
- Mejor dispersión de carburos después de revenidos posteriores.
- Aumento en la densidad de dislocaciones (debidas al anclaje de las dislocaciones formadas durante la deformación de la austenita y ala generación de nuevas dislocaciones durante la transformación a martensita.

- Aumento en el endurecimiento por deformación de la austenita a causa de la precipitación.

Con este tratamiento (TTMBT), la longitud de las agujas de la martensita disminuye y la desorientación de estas aumenta.

Durante la transformación de austenita a martensita, la elevada densidad de dislocaciones creada anteriormente por la deformación de austenita metaestable es retenida por la martensita y se piensa que este es el factor -- fundamental en el endurecimiento proporcionado por el TTMBT.

Tanto los investigadores soviéticos como los norteamericanos, han encontrado que el TTMBT incrementa generalmente la ductilidad y la resistencia aunque el TTMBT ocasiona una disminución en el tamaño de grano y subgrano, -- se ha demostrado que el endurecimiento es independiente de la longitud final de las agujas de martensita. Los productos tratados termomecánicamente, a baja temperatura son sensiblemente mas tenaces que los materiales trabajados -- en caliente, de una manera convencional.

TRATAMIENTO TERMOMECANICO DE ALTA TEMPERATURA (TTAT)

Este proceso involucra la deformación de la austenita estable siendo llevada a cabo antes de la transformación a martensita, mediante temple, la temperatura de deformación es superior a la de recristalización y realizándose el temple generalmente no siempre, inmediatamente después de la deformación, para de esta manera evitar recuperación o recristalización.

Este proceso corresponde a la clasificación norteamericana, difiere del TTMBT EN QUE LA DEFORMACION SE REALIZA, en el rango de temperatura correspondiente a la zona de austenita estable, es decir, a temperatura mas elevada que el TTMBT; una ventaja importante de este tratamiento a diferencia del TTMBT, es que puede ser ejecutado en aceros que no tengan una gran bahía de austenita metaestable, este proceso involucra la deformación de austenita estable antes de templar para formar martensita y se lleva a cabo en el siguiente procedimiento:

- 1).- Austenización a 1150°C - 1200°C.
- 2).- Enfriamiento hasta la temperatura de deformación.
- 3).- Deformación plástica a esa temperatura en porcentajes que varían entre 25 y 30%
- 4).- Temple inmediato en agua o aceite.
- 5).- Revenido a temperaturas relativamente bajas (100°C - 200°C).

El máximo endurecimiento resultado del TTMAT depende de la habilidad o capacidad de impedir que se lleve a cabo la recristalización, al impartir la deformación de la austenita. Como el caso del TMBT, la adición de elementos formadores de carburos es benéfico.

Virtualmente todas las investigaciones publicadas han demostrado que el TTMAT, produce un incremento en la resistencia a la cedencia y ala fractura, así como la ductilidad si se compara con el tratamiento térmico convencional (temple y revenido), la importancia de este incremento depende tanto de la composición específica de aleación como de los parámetros del procesamiento.

Frecuentemente, la velocidad de deformación durante un TTMAT es difícil de controlar o es controlado deficientemente.

El carbóno acelera el proceso de recristalización, y el Co, Mo, W, V, Ni y Si, retardan el proceso

En general los aceros usados para TTMAT son aceros de baja y media - aleación. Los aceros que contienen elementos carbúrgenos son los mas adecuados para el TTMAT debido a que ocasionan un mejor refinamiento de grano y en durecimiento por precipitación.

MECANISMOS.

Los cambios estructurales que ocurren durante el TTMAT parecen ser cualitativamente similares a aquellos que ocurren durante el TMBT, en este proceso (TTMAT), se ha establecido la formación de carburos puesto que se efectúa a temperaturas en las cuales la disolución de carbóno en austenita es total, además se ha observado que a mayor cantidad de deformación ocurre mayor precipitación.

Un TTMAT disminuye la cantidad de carbono en solución y por tanto la tetragonalidad de la martensita, el parámetro de red de austenita y asimismo aumenta la resistencia de la misma; otro cambio estructural durante este proceso, corresponde a la densidad de dislocaciones la cual se incrementa la temperatura ambiente y a bajas temperaturas se eleva marcadamente y hay fuerte caída en la temperatura de transición dúctil-frágil después del revenido. También reduce la sensibilidad a la formación de grietas en los aceros aleados.

LAS VENTAJAS MAS IMPORTANTES DE ESTE PROCESO (TTMAT) son:

- 1).- El aumento tan marcado en las propiedades de resistencia del acero acompañado de un aumento simultáneo en tenacidad y ductilidad.
- 2).- Tiene un efecto favorable en las propiedades de resistencia a la fatiga de los aceros.
- 3).- Una cualidad muy importante en éste proceso consiste en el hecho que para alcanzar excesivamente grandes u óptimas resistencias, no se necesitan reducciones tan grandes.
- 4).- La resistencia tensil en la mayoría de los casos permanece prácticamente al mismo nivel y solo se eleva ligeramente el punto de cedencia, lo cual puede ocasionar una caída en la ductilidad.

Se puede concluir que el TTMAT es un tratamiento tecnológicamente adecuado que dá una combinación satisfactoria de resistencia y ductilidad y puede ser usado exitosamente para elevar la resistencia de aceros estructurales, sin embargo no es posible todavía elevar la resistencia de aceros a niveles de 280 - 300 Kg/mm² mediante este tratamiento.

OTROS TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS.

TRATAMIENTO TERMOMECAÑICO COMBINADO.

Este proceso involucra un TTMAT, seguido inmediatamente de un TTBT y es llamado por los soviéticos tratamiento termomecánico combinado y se refiere al uso de mas de un tratamiento termomecánico con la finalidad de obtener mejorías en ciertas propiedades mecánicas, ya que, con un solo tratamiento no es posible alcanzar las propiedades deseadas y se sigue la secuencia des-

crita anteriormente para cada tratamiento y consiste en la deformación a alta temperatura, enfriamiento rápido a la temperatura de deformación adecuada para el TTMBT.

VENTAJAS.

- 1).- Con la deformación a esa temperatura (templado y revenido), las mejoras han sido pequeñas, generalmente incrementos en alargamientos, ductilidad y tenacidad que son atribuibles a un TTMAT.
- 2).- Incremento en la resistencia tensil.
- 3).- Incremento en el esfuerzo de cedencia atribuibles al TTMBT.

Un TTMBT, seguido por endurecimiento por deformación (ED); ocasiona una resistencia mayor que la generada por un TTMAT seguido de (ED), por otra parte, el TTMAT mas (ED) provoca una mejor combinación de resistencia y ductilidad.

Si un acero es sometido unicamente al ED, se obtendrán niveles de resistencia elevados en aceros martensíticos, pero ocasiona una reducción en la ductilidad como en la tenacidad.

TRATAMIENTO TERMOMECANICO VIBRACIONAL DE ALTA TEMPERATURA (TTMVAT).

Este tipo específico de tratamiento termomecánico de alta temperatura utiliza una carga torsional como medio de realizar la deformación plástica.

Unos investigadores reportan una variación al proceso TTMAT, lavariación consistió en efectuar la deformación plástica por carga torsional, esta forma particular ha sido usada también durante el procesamiento del acero en estado de austenita metaestable.

En general el endurecimiento alcanzado durante este proceso es muy similar al logrado por un TTMAT normal, la resistencia tensil se incrementa de 10 a 25% aproximadamente y se ha notado que la ductilidad en ocasiones se incrementa, sin embargo este tratameinto se incrementa, además este tratamiento incrementa la resistencia al impacto y la resistencia a la fatiga torsional.

El proceso es especialmente adaptable a partes que tienen formas de revolución o mejor dicho para partes destinadas a girar tales como: taladros y alabes de bombas hidráulicas, este proceso también mejora la resistencia - al desgaste en aceros para taladros.

APLICACIONES.

El rolado en caliente de metales, que es un proceso establecido plenamente en la industria es un TTM y juega un papel muy importante en el proceso de diversos aceros de baja aleación y media aleación y alta aleación. Este proceso se ha cuidado más en su control y se está aplicando más en aceros de baja aleación de composición escogida con la finalidad de producir propiedades mecánicas óptimas, ya que este tipo de procesamiento se ha desarrollado para producir aceros para tuberías, puentes y otras aplicaciones ingenieriles.

ACEROS PARA HERRAMIENTAS.- Estos aceros pueden clasificarse de acuerdo al nivel de aleación y los aceros de alta aleación son los usados para herramientas de corte, en las cuales la dureza a altas temperaturas es de gran importancia.

Los aceros de baja aleación, son fáciles de trabajar y son usados en punzones y matrices, los cuales requieren elevada dureza, tenacidad y que al aplicar un tratamiento termomecánico a estos tipos de aceros; pueden ocasionar una mayor dureza, resistencia, ductilidad y tenacidad así como una disminución en el nivel de endurecimiento secundario y un incremento en la resistencia al sobrevenido.

ACEROS PARA MUELLES.- El exitoso uso de los TTM en este caso, se debe fundamentalmente a la facilidad de producir material para muelles en forma de alambre, varilla, placa; la mayoría de los materiales usados para muelles son materiales de baja aleación y son procesados principalmente por un TTMAT.

Un resorte eyector usados en rifles de caza fué procesado usando como método de deformación el pandeo en caliente durante un TTMAT LA FUERTE DE FORMACION DE 30 a 35% concentrada en la sección sometida a mayores esfuerzos, ocasionó un incremento en la resistencia a la fatiga.

ACEROS PARA CHUMACERAS.- Los esfuerzos para aplicar el TTM en este tipo de aceros se ha restringido fundamentalmente para aceros de un tipo y los logros en esta área han sido limitados (aún cuando el TTM puede mejorar la resistencia tensil y la resistencia a la fatiga y al desgaste).

En pruebas de laboratorio se encontró que las chumaceras procesadas por Ausforming tuvieron mejor rendimiento en su vida útil de 3 a 9 veces mayor, pero la desventaja es que este tipo de chumaceras se incrementó el costo hasta un 300%.

ACEROS PARA RIELES.- Las condiciones de carga tan severas impuestas en los rieles pueden ocasionar la falla de estos debido a los elevados esfuerzos de compresión, pandeo, impacto, vibración, fricción y desgaste; debido a esto los rieles se diseñan para tener la mayor resistencia transversal posible, así como tenacidad, tanto en la superficie como en el núcleo y así permitir una durabilidad suficiente antes de reemplazarlas, ya que los aceros generalmente se fabrican de acero simple al carbono con 0.1 a 0.2% Si, 0.6 a 1.0% Mn, 0.64 a 0.82% C, inicialmente se utilizó un acero austenítico con alto contenido de manganeso con la intención de mejorar la dureza y resistencia.

IV LAMINACION.

Este proceso consiste en hacer pasar el material a laminar entre dos rodillos de trabajo, con temperatura mayor a la de recristalización si es que se trata de laminado en caliente y con temperatura menor a la de recristalización si se trata de un laminado en frío.

La deformación durante el laminado es causada por una combinación de esfuerzos de compresión y corte. El laminado es el método mas barato y mas eficiente para reducir el área transversal de una pieza, la laminación puede ser de desbaste y de acabado; la primera realiza la transformación de lingotes a lupias, tochos y llantones, también llamados perfiles intermedios o productos semielaborados y la segunda transforma las lupias y tochos en barras y perfiles estructurales y los llantones en placas y lámina.

RESEÑA HISTORICA.

En la época del renacimiento la forja era el método principal para formar metales, unas de las principales referencias que se han encontrado sobre el laminado de metales, es que en 1550 un francés llamado Bruller, produjo hojas de metal laminado de espesor uniforme con objeto de hacer monedas de peso uniforme, un poco mas tarde se introdujo en Inglaterra, una laminadora para hojas y perfiles así como en la fabricación de clavos.

La historia popular es que un Sr. Richard Foley tuvo acceso a una fundición valona disfrazado de músico, con el propósito de dar una función para los trabajadores al estilo siglo XVII, durante su estancia obtuvo toda la información suficiente respecto al proceso de laminación y luego regresó a Inglaterra y desarrollo una laminadora por sí mismo.

Pronto se descubrió que además de aplanar las láminas de metal también la laminadora podría usarse para producir su espesor, no fué sino hasta 1697, cuando se estableció una lamiadora para la producción de láminas de hierro para estañado ya que antes de ésta fecha las láminas se formaban por medio de martilleo.

Henry Cort, se le considera popularmente como el padre de la laminadora moderna; en 1873 obtuvo la patente británica para introducir los rodillos ranurados para la manufactura de barras de hierro.

Las laminadoras modernas se clasifican en dos grupos principales y son:

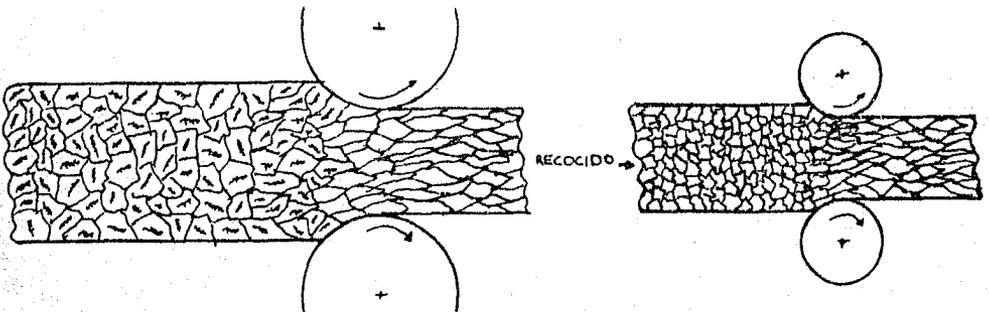
Las que producen formas planas por ejemplo: Placas, Lámina y Cinta y en esta los rodillos son lisos y parelos entre sí.

Y las diseñadas para producir secciones formadas por ejemplo: cuadrados, redondos, rieles y vigetas y estas utilizan rodillos ranurados

LAMINADO EN FRIO.

Se considera como una especie de proceso primario de formación y se aplica solamente a metales de aleaciones muy maleables, mas sin embargo, se usa con frecuencia en procesos de acabado para obtener dureza y resistencia.

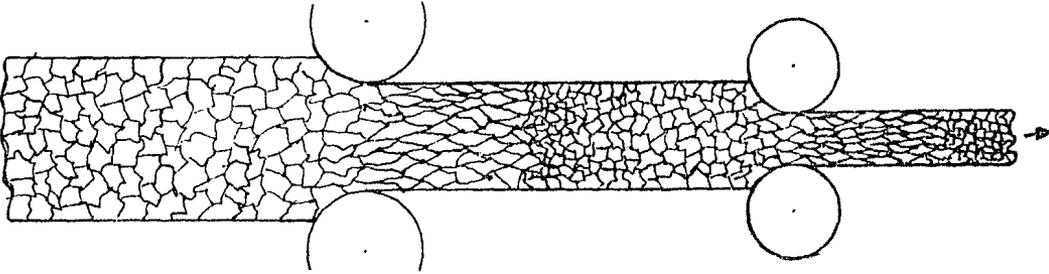
El grado de trabajo en frío es el paso final de los rodillos, queda controlado para dar al producto la combinación deseada de endurecimiento por trabajo, resistencia y ductilidad.



LAMINADO EN FRIO

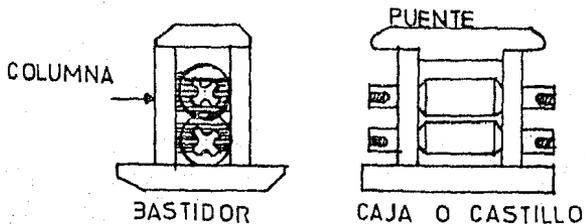
LAMINADO EN CALIENTE.

Casi siempre se usa en el formado inicial o rompimiento de los lingotes vaciados, ya que a temperaturas elevadas la maleabilidad es generalmente alta.



LAMINADO EN CALIENTE.

La unidad de laminación mas sencilla está formada de dos rodillos cu^{ya} yos muñones se apoyan en dos bastidores compuestos cada uno de una base, dos columnas y un larguero que las une, ambos bastidores están a su vez unidos - por otros elementos mecánicos que los mantiene en la posición y dan solidez al conjunto; en la siguiente figura nos muestra un esquema de un rodillo o - roll de laminación y una caja o castillo de laminación.



ELEMENTOS CONSTITUTIVOS DE UN CASTILLO DE LAMINACION.

Al conjunto formado por dos rodillos con sus bastidores y medios de accionamiento se llaman cajas o castillo de laminación, al agrupar varias cajas o castillos se constituye un tren de laminación.

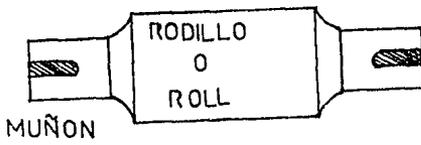
Los cilindros o rollos de los laminadores están accionados por motores eléctricos através de un reductor de velocidad de engranes y una caja de piñones Chevron que acoplan a los cilindros.

Los grandes laminadores de desbaste llevan un motor eléctrico de C.C. para el accionamiento independiente de cada roll.

TIPOS DE LAMINADORES.

De acuerdo con el número de rodillos que tiene cada castillo de laminación se clasifican en la siguiente forma:

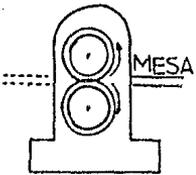
- 1).- LAMINADOR DUO.- Caja de dos rodillos de ejes horizontales, colocados en un mismo plano vertical, pueden ser reversible o no, los no reversibles, requieren mesas elevadas para su operación.
- 2).- LAMINADOR TRIO.- Caja de tres rodillos de ejes horizontales, colocados en el mismo plano vertical, los rodillos pueden ser del mismo diámetro o el del centro puede ser de diámetro menor, sus movimientos están sincronizados por medio de engranes. Si el intermedio es de diámetro inferior su movimiento se realiza por fricción.
- 3).- LAMINADOR DOBLE DUO.- Se compone de dos cajas tipo dúo con sus ejes en dos planos verticales y paralelos, se acoplan para laminar en ambos sentidos.
- 4).- LAMINADOR CUARTO.- Estas cajas se componen de 4 cilindros colocados en el mismo plano vertical, siendo los rodillos exteriores solamente de apoyo y los interiores que son de menor diámetro, son los rodillos de trabajo.
- 5).- LAMINADOR MULTIPLE.- Estos laminadores pueden tener 6, 12 y hasta 20 rodillos con arreglos muy variados (RACIMO).



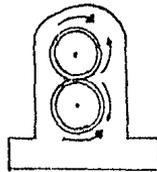
TREBOL



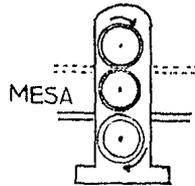
COPE



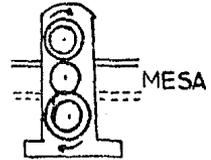
DUO



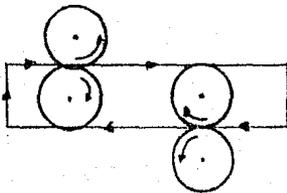
DUO REVERSIBLE



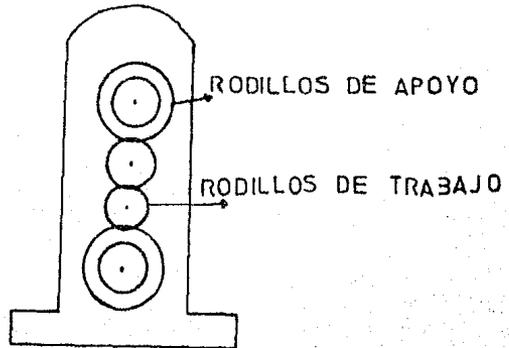
TRIO



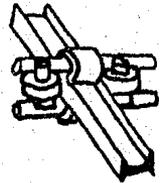
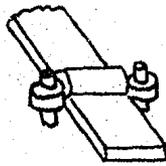
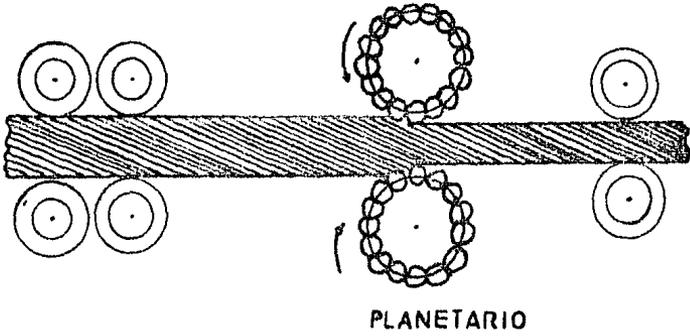
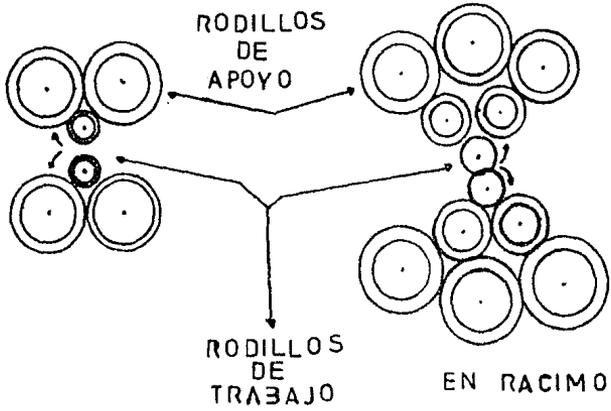
TRIO



DOBLE DUO



CUARTO



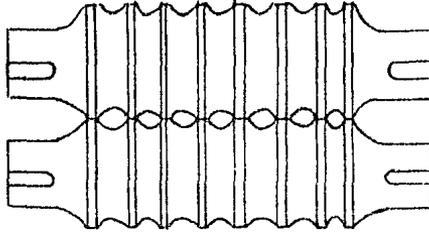
CAJAS UNIVERSALES

- 1).- Trenes desbastadores.
- 2).- Trenes de palanquilla.
- 3).- Trenes de alambrón.
- 4).- Trenes estructurales.
- 5).- Trenes comerciales.
- 6).- Trenes para chapa.

En México el término tren. es poco usual; en lugar de este se usa el nombre de molino y así tendremos, molino de desbaste, molino de palanquilla, etc.

- 1).- MOLINO DE DESBASTE.- Emplea lingotes previamente calentados en los hornos.
- 2).- MOLINOS DE PALANQUILLAS o BILLET.- Estos molinos reciben un producto ya desbastado en forma de tocho de 200 a 300 mm por lado, y es reducido a billet de 40 a 125 mm por lado.
- 3).- MOLINOS PARA ALAMBRON.- Se llama Fermachinc o alambrón al redondo de acero de 5 a 8 mm de diámetro, destinado a la fabricación de alambres por trefilado.
- 4).- MOLINOS DE PERFILES ESTRUCTURALES.- Se destinan a la fabricación de perfiles pesados como ángulos de 4" a 6" doble T, de 8" - por 20".
- 5).- COMERCIALES O MOLINOS DE BARRAS Y PERFILES COMERCIALES.- Se emplean para la fabricación de barras y perfiles de peso mediano y pequeño y se parte de productos semiclaborados obtenidos del desbaste.
- 6).- MOLINOS PARA CHAPA O PLANCHA.- Para la laminación de chapa o plancha se emplean varios tipos de molinos para chapa gruesa, para banda en caliente, para banda en frío, para banda en caliente y molino planetario. La chapa gruesa se fabrica a partir de llantones o Slabs, los molinos para bandas en frío se destinan para obtener láminas con espesores inferiores a 1.5mm y estos molinos están compuestos de 3 a 5 cajas de cuatro rodillos cada una (la minador cuarto). En los laminadores múltiples solo dos de los rodillos son de trabajo y los demas son de apoyo, los rodillos de trabajo son forjados en tanto que los de apoyo son fundidos.
- 7).- LAMINADOR PLANETARIO (SENDZIMIR).- Este tipo de laminador permite hacer grandes reducciones en una sola planta, llantones de 2 1/2" de espesor, se reduce a láminas de 100 milésimas de pulgada, los rodillos planetarios realizan el 85% de la reducción; - el metal entra al laminador con una velocidad aproximada de 2m/min. y sale a 30 m/min.

- 8).- CAJAS UNIVERSALES.- Son castillos de laminación que tienen rodillos de ejes horizontales y de ejes verticales, que pueden estar en un mismo plano o en planos diferentes; su empleo es adecuado para la laminación de placas gruesas o de perfiles doble T. Los tipos de laminadores descritos se destinan a la fabricación de productos planos, por lo tanto, la superficie de los rodillos será plana.



RODILLOS ACANALADOS PARA BARRA REDONDA.

En las grandes plantas siderúrgicas, donde los volúmenes de producción son muy elevados, los trenes de desbaste conocidos como Blooming y Slabbing, son generalmente del tipo dúo reversible, en tanto que los trenes de acabado son trenes continuos o en tandem.

Los trenes de laminación para aceros se designan de acuerdo al producto que en ellos se obtienen y son:

RELACIONES GEOMETRICAS DE LAMINACION.

De la figura.4: $\alpha = \text{sen}^{-1} Lp/R$

V.- Volumen

\mathcal{V} .- Velocidad

h.- Espesor

b.- Ancho

Lp.- Longitud proyectada del arco de contacto

P.- Carga de laminación

p.- Presión de laminación

$$L_p^2 = R^2 - [R - (h_o - h_f)/2]^2 \dots\dots\dots 1$$

$$L_p^2 = R^2 - [R^2 - R\Delta h + \frac{c^2}{4h^2}] \dots\dots\dots 2$$

$$L_p = [R (h_o - h_f)]^{1/2} \dots\dots\dots 3$$

De lo anterior la presión de laminación se define como:

$$P = p/blp \dots\dots\dots 4$$

En base a las relaciones geométricas, se puede evaluar la máxima reducción teórica posible para un arreglo dado.

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

α .- Angulo de mordedura

β .- Angulo en el cual se encuentra el punto neutro o de no deslizamiento

Ff .- Fuerza de fricción

P_R .- Presión radial

$$Ff \text{ sen } \alpha = P_R \text{ cos } \alpha \dots\dots\dots 5$$

$$P_R = Ff \frac{\text{sen } \alpha}{\text{cos } \alpha} = Ff \text{ tang } \alpha \dots\dots\dots 6$$

Por definición:

$$Ff = P_R \mu \dots\dots\dots 7$$

de 6 y 7

$$\mu = 1/\text{tang } \alpha \dots\dots\dots 8$$

$$\text{Cot } \alpha = \text{Cat Ady/Cat op.}$$

$$\text{Cot } \alpha = L_p/R - \frac{\Delta h}{2} \dots\dots\dots 9$$

de 8 y 9

$$\mu = (R\Delta h)^{1/2}/R - \Delta h/2 \dots\dots\dots 10$$

La máxima reducción se tendrá para este caso de 10 como:

$$\Delta h \ll R$$

$$\mu = (\Delta h/R)^{1/2} \dots\dots\dots 11$$

$$\Delta h_{max} = \mu^2 R \dots\dots\dots 12$$

Determinación de la carga de laminación.

1.- Carga aproximada

$$P = \sigma_0 b L_p \dots\dots\dots 13$$

$$\sigma_0 = \sqrt{y_{2/\sqrt{3}}}$$

σ_0 .- Esfuerzo de cedencia para una condición biaxial de deformación.

Considerando en base a la experiencia se tiene un 20% por fricción.

$$P = 1.2 \sigma_0 b L_p \dots\dots\dots 14$$

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

$$P = \sigma_0 b L_p \left(1 + \frac{\mu L_p}{h - \Delta h/2} \right) \dots\dots 15$$

La deformación se puede considerar homogénea o biaxial (plana).

El tipo de deformación se puede evaluar a partir del cociente:

$$L_p/h$$

Si el anterior es pequeño (<2.5) entonces se podrá considerar la deformación como homogénea.

En función a lo anterior se considera el valor de σ_0 ó \sqrt{y} (plana o homogénea).

Cálculo de la carga por el método de Ekelund.

$$P = \sqrt{ob}Lp \left(1 + \frac{1.6 \mu (R' \Delta h)^{1/2} - 1.2 \Delta h}{ho + hf} \right) \dots\dots\dots 16$$

Esta expresión de tipo empírica 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 no es bien conocida.

$$R' = R \left(1 + \frac{CP}{b \Delta h} \right) \dots\dots\dots 17 \quad R' \text{.- Radio del arco de contacto durante la laminación.}$$

R.- Radio real del rodillo

C.- Constante elástica del rodillo

$$C = 16(1 - \nu^2) / \pi E$$

ν .- Coeficiente de Poisson

E.- Módulo de elasticidad

Se podrá calcular la carga también en base a la siguiente expresión.

$$P = bLp \sqrt{Q} \left[\frac{1}{Q} (Z^Q - 1) \right] \dots\dots\dots 18$$

$$Q = \mu L / h^-$$

Determinación de la presión de laminación.

Para determinar estas cuestiones se hacen las siguientes consideraciones:

- 1).- Deformación plana.
- 2).- Arco de contacto circular (no hay def. en los rodillos).
- 3).- Coeficiente de fricción constante.
- 4).- No se presenta deslizamiento o corte en planos verticales.
- 5).- La velocidad periférica de los rodillos es Cte.
- 6).- La deformación elástica de la placa es despreciable comparada con la plástica.
- 7).- Los esfuerzos principales son: $\sqrt{1}$ y $\sqrt{3}$
- 8).- Se puede aplicar el criterio de tresca o de la energía de distorsión para la fluencia, en la cual queda:

$$\sqrt{1} - \sqrt{3} = 2/\sqrt{3} \sqrt{\gamma}$$

La ecuación diferencial para un elemento en equilibrio siendo deformada entre rodillo queda: Von Karman.

$$\frac{d(\sqrt{\sigma} h)}{d\alpha'} = 2 P_R R (\text{sen}\alpha' + \mu \cos\alpha') \dots\dots\dots 19$$

De la ecuación anterior se obtiene:

De la entrada al punto neutro:

$$P_R = \frac{\sqrt{\sigma_0}}{h_0} h \left(1 - \frac{\sqrt{\sigma_0}}{\sqrt{\sigma_0}}\right) \exp(\mu(H_0 - H)) \dots\dots\dots 20$$

Del punto neutro a la salida:

$$P_R = \frac{\sqrt{\sigma_0} h}{hf} \left(1 - \frac{\sqrt{\sigma_0}}{\sqrt{\sigma_0}}\right) \exp(\mu H) \dots\dots\dots 21$$

Donde:

$$H_{\alpha'} = 2 \left(\frac{R'}{hf}\right)^{1/2} \text{tang}^{-1} \left[\left(\frac{R'}{hf}\right)^{1/2} \alpha' \right] \dots\dots\dots 22$$

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

La velocidad de deformación está dada por:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{h} = \frac{2\sqrt{R} \text{sen}\alpha'}{h} = \frac{2\sqrt{R} \text{sen}\alpha'}{hf + 2R(1 - \cos\alpha')} \dots\dots\dots 23$$

De (23) se observa que la máxima velocidad de deformación tiene lugar cerca de la entrada de los rodillos.

La velocidad media de deformación durante la laminación está dada - por:

$$\bar{\epsilon} = \frac{\sqrt{R}}{(Rh_0)^{1/2}} \sqrt{r} \left(1 + \frac{r}{4}\right) \dots\dots\dots 24$$

Donde:

$$r = \frac{h_0 - hf}{h_0} \dots\dots\dots 25 \quad \text{r.- Reducción}$$

n.- RPM

$$\sqrt{R} = 2\pi Rn/60 \dots\dots\dots 26$$

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

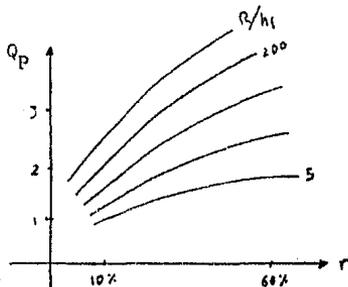
$$P = \frac{\sqrt{y}}{\sqrt{3}} bLp \left(\frac{\pi r}{2} + \frac{Lp}{h_o + hf} \right) \dots\dots\dots 27$$

$$T = \frac{\sqrt{y}}{\sqrt{3}} b Lp^2 \left(1.6 + 0.91 \frac{Lp}{h_o + hf} \right) \dots\dots\dots 28$$

DENTON y CRANE, han desarrollado una expresión similar; a partir de un análisis de carga durante la ferja.

$$P = \frac{\sqrt{y}}{\sqrt{3}} bLp \left(1.31 + 0.53 \frac{Lp}{(h_o + hf)^{1/2}} \right) \dots\dots\dots 29$$

SIMS ha desarrollado una expresión a partir de la ecuación de Crowan; donde Q_p es una función compleja de la reducción y del cociente R/hf , - Q_p puede ser obtenida gráficamente. $P = \sqrt{y} bLp Q_p \dots\dots\dots 30$



Cálculo del par.

Para laminado en caliente la resultante de la carga se encuentra aproximadamente a: $a = Lp/2$

Definiendo: $\lambda = a/Lp \Rightarrow \lambda = 1/2$

Para laminado en frío, hay que considerar la deformación de $R \rightarrow R'$ de acuerdo a Ford tenemos:

$$\lambda = 0.5 \left(\frac{R'}{R} \right)^{1/2} - (0.5 - \lambda') \left(\frac{R'}{R} \right)^{1/2} \dots\dots\dots 31$$

$\lambda = 0.43$ para rodillos acabados en mate.

$\lambda = 0.48$ para rodillos perfectamente pulidos.

Otras expresiones importantes:

Cálculo del deslizamiento o avance.

$$S = \frac{\sqrt{f} - \sqrt{R}}{\sqrt{R}} \dots\dots\dots 32$$

Coefficiente de fricción en función del avance.

$$S = \frac{1}{4} \frac{r}{1-r} \left(1 - \frac{\alpha}{2\mu}\right)^2 \dots\dots\dots 33$$

Angulo del punto neutro.

$$\beta = \frac{\alpha}{2} - \frac{1}{\mu} \left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \dots\dots\dots 34$$

Mínimo espesor.

$$h_{min} \propto \sqrt{R V_0}$$

$$V_0 = V_f \dots\dots\dots 35$$

$$\dot{V}_0 = \dot{V}_f \dots\dots\dots 36$$

$$b_0 h_0 V_0 = b f h f V_f$$

Como la deformación a lo ancho se puede considerar despreciable, tenemos:

$$b_0 = b f$$

$$\text{de (36)} \quad \underline{\underline{V_f = V_0 h_0 / h f}}$$

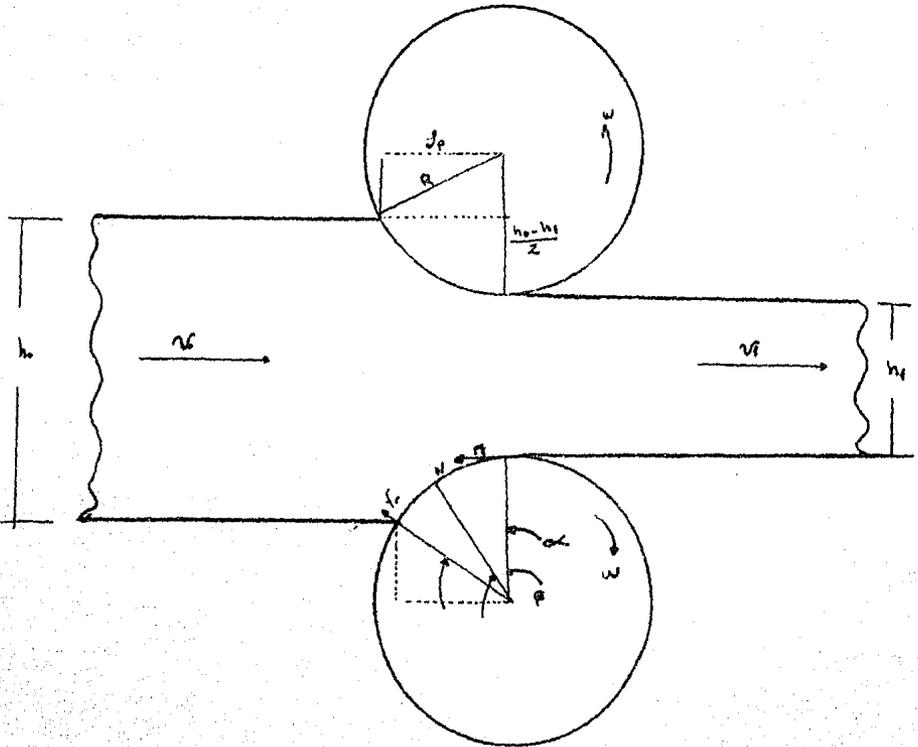


FIGURA 4:1

V ACEROS DE DOBLE FASE.

Los aceros de doble fase es un nuevo tipo de material que se ha desarrollado en los últimos años. Y fué investigado principalmente en los Estados Unidos, debido a que el Congreso dictó leyes con respecto a las características que deben de cumplir los automóviles, en relación con la emisión de NO_x , resistencia al impacto y consumo de combustible. Esto provocó cambios radicales en el uso de los materiales empleados; lo anterior ha llevado a los investigadores a que desarrollen aceros con mayor soldabilidad, resistencia y tenacidad, encontrando que el más prometedor de estos aceros son los llamados aceros de doble fase. Este es un nuevo tipo de acero que se ha estudiado en los últimos años, ya que, tiene buenas características mecánicas y superan a los aceros convencionales en algunas propiedades, este acero tuvo su auge comercial o sea se empezó a comercializar alrededor de los años setentas.

Los aceros de doble fase fueron patentados por la US Steel Co. en 1968, pero fué hasta 1975 cuando se publicó un artículo donde se daba una descripción global de este tipo de acero y por lo tanto fué hasta entonces cuando se reconoció su enorme potencial.

En Japón se producen también estos aceros pero con diferente composición química, la cual consiste en la adición de Ti , N , C .

Uno de los procesos de investigación que más impulso ha tenido en relación con el desarrollo de aceros de bajo costo y alta resistencia, es el tratamiento termomecánico en la fabricación de estos aceros el cual se caracteriza por ser no convencional.

El acero 1010 ha sido durante mucho tiempo el que más comúnmente se ha utilizado en la industria automotriz, en la fabricación de los aceros de doble fase, se ha utilizado el mismo tipo de acero 1010; pero con procesos térmicos diferentes a los convencionales.

El primer acero de doble fase que apareció en el mercado de los Estados Unidos, se dió a conocer en 1978 y fue dado a conocer por Jones Laughlin Steel Co., y se conoció como VAN-QN 80 4; cuya composición química básica es virtualmente la de corriente comercial y es: 0.11% C, 1.5% Mn, 0.5% Si, 0.01% S, 0.05% V y 0.04% Al, para un acero de doble fase típico la composición química es: 0.1% C, 1.9% Si y 1.6% Mn.

PROCESOS DE FABRICACION.

Para el proceso de fabricación de los aceros de doble fase, no solo se limita a un tipo sino que existen diversos métodos para llegar a esa microestructura, y entre ellos tenemos a los siguientes:

**** LAMINAR EN FRIO y LUEGO DARLE TRATAMIENTO

**** LAMINAR EN TIBIO y LUEGO DARLE TRATAMIENTO

LAMINAR EN FRIO.

El material es llevado a unos rodillos para laminar y se lamina a una temperatura mucho menor que la de recristalización, esto se hace con la finalidad de obtener una microestructura fibrosa y así aumentar su resistencia, posteriormente el material es calentado a una temperatura de austenización incompleta; para darle luego el temple y si es necesario se le dá un recocido para eliminar esfuerzos y darle ductilidad.

Como resultado de este proceso obtenemos una microestructura fibrosa de martensita en una matriz ferrítica, la ventaja de este proceso es que se obtienen mejores acabados superficiales y la desventaja es que el costo del proceso se incrementa.

LAMINAR EN TIBIO.

El material es calentado originalmente a una temperatura de aproximadamente 800°C en un horno, en donde alcanza las condiciones deseadas, una vez hecho esto se saca del horno y se dirige hacia el laminador siendo trabajado hasta que se encuentra a una temperatura un poco mayor que la de comienzo de austenización. Posteriormente sin perder tiempo se le dá un temple para así obtener la microestructura de doble fase que es una microestructura fibrosa de martensita en una matriz ferrítica. La ventaja de este proceso es que, el costo de trabajo es menor que el anterior, pero la desventaja es que los acabados superficiales no son buenos, otro problema involucrado por este proceso es el control de la temperatura y por lo tanto la velocidad de laminación.

Otra forma de producir estos aceros es:

Calentamiento rápido \rightarrow 800°C \rightarrow enfriamiento en agua \rightarrow revenido
 \rightarrow 200°C \rightarrow estampado \rightarrow envejecido 200°C.

Pero el proceso mas general que se sigue en los aceros convencionales y consiste en:

Colada continua \rightarrow laminado.

En donde el material es llevado a espesor final por el laminado, con espesores que van de 2 a 6 mm. y con resistencias de 550 Mpa.

Cuando se trata de obtener láminas mas delgadas se lamina en frío y esto seguido de un recocido y se obtienen espesores desde (2.5 a 0.5 mm.), empleándose dos rangos de temperatura dependiendo de la resistencia y ductilidad deseadas:

PRIMERA.- Recocido alivio de esfuerzos (esta nos proporciona una ductilidad conservando cierta resistencia).

SEGUNDA.- Recocido (zona de recristalización para obtener una mayor ductilidad)..

CARACTERISTICAS y PROPIEDADES.

Los aceros de doble fase se caracterizan por tener de 75 - 85% de ferrita, mas mezcla de martensita, bainita inferior y austenita retenida, se trata fundamentalmente de aceros de bajo carbono tratados termomecánicamente.

La martensita se encuentra distribuida de 10 a 20%, en una matriz ferrítica (islas) de grano fino, las islas son producto de la transformación de la austenita.

Algunos investigadores han encontrado que el volúmen fraccional de austenita que optimiza las propiedades es del 20% y el contenido de carbono en la austenita es de 0.3% - 0.6% y el tamaño de grano de la ferrita es de alrededor de 3 micras.

Algunos otros investigadores han encontrado, que en estos aceros (aceros de doble fase) Las propiedades óptimas se obtienen para la ferrita de grano ultrafino con 3 micras y libre de precipitados de carburos.

La martensita al transformarse genera gran cantidad de dislocaciones libre en la matriz ferrítica, lo cual contribuye a tener un reducido límite elástico y elevada velocidad de endurecimiento.

Los parámetros de mayor importancia son: Temperatura, tiempo y velocidad de enfriamiento; en donde el parámetro menos crítico es la velocidad de calentamiento.

Otros estudios que se han realizado para obtener las mismas propiedades son:

Enfriando al aire al acero, esto con el fin de evitar el crecimiento de grano ferrítico y asegurar que las islas de martensita formadas posean la suficiente dureza.

Estos materiales presentan tendencia al envejecimiento entre 150 y 300°C - realizándose esta operación después del estampado, esto con la finalidad de incrementar su resistencia. Por otro lado el esfuerzo de cedencia, esfuerzo de ruptura y la deformación son uniformes y están en función del volumen fraccional de martensita.

Entre otras características importantes tenemos que estos aceros presentan una ductilidad mayor que en los aceros microaleados, siendo la resistencia tensil igual en ambos aceros; también la resistencia a la corrosión es similar que en los aceros convencionales.

En los aceros con perlita y ferrita la relación esfuerzo de cedencia contra esfuerzo de ruptura, es inversamente proporcional a la ductilidad.

Por otra parte tenemos que los aceros de doble fase se caracterizan debido a que en la gráfica esfuerzo contra deformación la curva que presentan es continua, esto quiere decir que no presentan límite elástico marcado, además endurecen rápidamente con el trabajo, y tienen un elevado esfuerzo de ruptura.

En los procesos lo que generalmente se ha tratado es de producir microestructuras fibrosas de ferrita y martensita, esto para obtener mejores -- propiedades.

Debido a su alta resistencia y buena conformabilidad estos aceros han sido empleados para fabricar partes de carrocería de automóviles y camiones.

Estos materiales se caracterizan por tener un esfuerzo de cedencia i nicial pequeño y un rápido endurecimiento por trabajo, un bajo límite elástico, así como una mayor combinación de resistencia y ductilidad.

Por otro lado el esfuerzo de cedencia se puede evaluar considerando la ley de mezclas.

$$\sqrt{\sigma_c} = V_f(\sqrt{\sigma_{yf}} + \sqrt{\sigma_{dm}}) + V_m\sqrt{\sigma_m}$$

$\sqrt{\sigma_c}$.- Esfuerzo de fluencia del material compuesto.

$\sqrt{\sigma_{yf}}, \sqrt{\sigma_m}$.- Esfuerzo de fluencia de la ferrita y martensita.

V_f, V_m .- Volumen fraccional de ferrita y martensita.

$\sqrt{\sigma_{am}}$.- Contribución adicional de las dislocaciones en el esfuerzo de fluencia de la ferrita (debido a la transformación de martensita).

La transformación de los productos de austenita a martensita adicionalmente, provocan buena resistencia a la tracción; por otro lado la elongación total también depende de la fracción de volumen de martensita existente.

Una estructura burda de doble fase tiene mucho mas baja elongación, - (ductilidad), pero alta resistencia; en las fibras finas y estructura globular de doble fase no sucede esto.

En la rotura de estos materiales las grietas primero se propagan en la matriz ferrítica y luego penetran a la martensita.

La importancia de tener microestructuras de granos fino es alta nueva

mente ya que da una mejor combinación de resistencia y ductilidad en estos aceros.

El comportamiento plástico de los aceros de doble fase secuencialmente en la operación de estampado puede causar en el área de la lámina cambios bruscos en la ruta de la deformación y puede tener efectos nocivos en la ductilidad.

El acero de doble fase es mas sensible a la deformación debido a que la ferrita está libre de carbono y la absorción de energía está en función de la resistencia del acero.

La formabilidad es un factor muy importante, ya que para que un acero tenga aplicación comercial este deberá reunir aparte de las propiedades mecánicas debe tener buena formabilidad y siempre mantener un nivel de resistencia ya que, si no se controla esta, disminuye mucho la ductilidad haciendo muy baja la formabilidad.

Otro de los parámetros que deben de cumplir los aceros de doble fase es la soldabilidad, es de gran importancia es que este acero se va a aplicar en la industria automotriz, en las investigaciones en este aspecto el calentamiento no ha presentado problema alguno, concluyendo que este material tiene buena soldabilidad.

Los aceros al carbono cumplen con la siguiente ecuación:

$$\bar{\sigma} = KE_p^n$$

Mientras que los aceros de doble fase cumplen con:

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_0 + \beta E_p^m$$

EFEECTO DE LOS ALEANTES.

La combinación de técnicas especiales de proceso con aleantes dá como resultado aceros de alta resistencia y bajo costo.

Algunos materiales adicionales en los aceros han mejorado las propiedades mecánicas, obteniéndose con mayor facilidad la microestructura de doble fase (ferrita y martensita).

La adición de microaleantes va de acuerdo a la característica que de be reunir el material, la presencia de los aleantes tiene sus desventajas una sería que se incrementa el costo de este acero y otra, que los microaleados tienen baja conformabilidad.

Entre los aleantes está el silicio. El silicio en hierro alfa (Fe), promueve que el carbono pase de ferrita a austenita donde los productos de transformación dependen de la composición de la austenita y de la velocidad de enfriamiento. El silicio también suprime la transformación de perlita.

Entre otros aleantes está el C, Mn que estabilizan la austenita.

El Cb, Ti, V, Zr, y P, son endurecedores y refinadores de grano, a lo anterior se añaden técnicas de laminación controlada y recocido para obtener buena formabilidad combinada con elevada resistencia, también estos aleantes reducen la temperatura a la cual comienza la formación de martensita originán dose gran cantidad de dislocaciones móviles; formadas alrededor de la matriz ferrítica.

En proporción al mas económico es el empleo de Cr y se ha comprobado que el microaleante mas empleado corresponde al vanadio, los elementos han presentado dos inconvenientes para poder ser empleados en la fabricación de automóviles y son:

**** Reducida conformabilidad, lo cual hace mas costosa la fabricación

**** La rigidez del material es inadecuada.

En donde mas se han aplicado estos aceros y fabricado es en EEUU ya que en Japón se fabrican aceros con C, Si y F, obteniendo resistencias del orden de 414 a 690 Mpa.

La mecánica de los microaleantes, nos dice que, para que se produzca un endurecimiento por trabajo con deformaciones continuas debe existir cuando menos un mínimo de martensita.

Las adiciones de manganeso al contenido andan alrededor de 1.5% junto con pequeñas cantidades de vanadio y con esto se produce eficientemente una microestructura de martensita.

Estudios recientes demuestran que la resistencia y la ductilidad de las estructuras de doble fase, casi son independientes de la adición de aleantes y con resistencia igual o menor que los no aleados.

Las estructuras de doble fase con adición de Molibdeno presentan mayor ductilidad en comparación con aleaciones de vanadio y tienen similar resistencia a la tracción.

VENTAJAS Y LIMITACIONES

Estos aceros (de doble fase), al igual que cualquier otro tipo de material - tienen sus ventajas y limitaciones, entre ellas están:

VENTAJAS

- 1).- Los aceros de doble fase pueden ser conformados con troqueles y estampas que se emplean en los aceros normales.
- 2).- Presentan excepcional ductilidad para cualquier resistencia.
- 3).- Tienen una elevada capacidad de endurecimiento por trabajo.
- 4).- Tienen buena resistencia a la fatiga.
- 5).- Se pueden fabricar láminas con espesores de 2 a 6 mm. con las mismas propiedades mecánicas que con un espesor mayor.
- 6).- La curva esfuerzo deformación no presenta límite elástico marcado.
- 7).- La ductilidad de los aceros de doble fase es mayor que en los microaleados.
- 8).- Presentan buena soldabilidad.
- 9).- La resistencia a la fractura es mayor que en los microaleados.
- 10).- La resistencia a la tracción es linealmente función de la fracción de volumen de martensita.
- 11).- Al agregar microaleantes, se obtiene con mayor facilidad la estructura de doble fase.

- 12).- La velocidad de endurecimiento con aleantes es el doble que en otros aceros.
- 13).- Con la adición de aleantes se asegura mayor templabilidad.

LIMITACIONES.

- 1).- El costo es superior agregando aleantes.
- 2).- Los parámetros, temperatura, tiempo y velocidad de enfriamiento deben estar bien controlados.
- 3).- Estos aceros casi está enfocado para partes automotrices.
- 4).- La adición de fósforo reduce la ductilidad.
- 5).- La resistencia es la misma en acero doble fase sin aleación. que con aleación.
- 6).- La ductilidad se incrementa muy poco.
- 7).- El proceso para llegar a esta fase es el mismo que el anterior o sea, (proceso del acero sin aleación).

APLICACIONES.

Los aceros de doble fase empiezan a tener grandes aplicaciones, debido a su alta resistencia y buena conformabilidad, debido a su menor peso lo cual provoca menor consumo de combustible, este acero ha sido empleado para fabricar partes de carrocería y piezas complejas de automóviles y camiones. Ya que esto se debió a las leyes dictadas por el Congreso de los Estados Unidos; respecto a las características que deben cumplir los automóviles de nuevos modelos, provocando radicales cambios en los materiales empleados.

De los materiales mas empleados están los aceros 1010

que son los aceros mas comerciales y son los que se usan para obtener la estructura de doble fase.

Las piezas mas comunmente usadas en el automóvil y que se fabrican de aceros de doble fase son:

- **** Láminas para la carrocería (espesor hasta 2mm).
- **** Ventilador de alternador.
- **** Brazos de suspensión.

**** Columna de acoplamiento de esfuerzos.

**** Hojas de ventilador.

**** Paneles.

El empleo de estos aceros representa un promedio en ahorro en peso -- del orden del 18 al 30% .

Entre otras aplicaciones que muchos metalurgistas están investigando es la aplicación de aceros de doble fase para uso estructural por su bajo costo, los aceros de uso estructural tienen resistencias del orden de 275 a -- 700 MPa, donde los aceros de doble fase pueden llevarse a este rango de resistencias y aún a valores más elevados.

El uso de estos materiales en estructuras, la absorción de energía -- cinética por un desplome está^o estructural sobre el punto de vista de las caracte-- rísticas de los materiales y su geometría, todavía es muy discutida.

VI PARTE EXPERIMENTAL.

Esta parte experimental tuvo por objeto el verificar las condiciones idóneas bajo las cuales se obtiene la estructura de doble fase en los diversos procesos realizados, para lo anterior se procedió a laminar en tibio y luego darle el tratamiento térmico.

En virtud de las características requeridas se eligió un acero AISI 1008 con las siguientes dimensiones:

20 cms. de largo por 2.54 cms. de ancho con un espesor inicial de 2.65 mm.

Las muestras de acero que se cortaron tienen una composición química de:

0.07 C, 0.32 Mn, 0.02 Si, 0.015 P, 0.024 S, 0.05 Cr, 0.11 Ni, 0.02 Mo.

Una vez preparadas adecuadamente las muestras se procedió a realizar la primera prueba tomándose inicialmente 19 muestras, las cuales se metieron al horno y se calentaron a 780 °C, obtenidas las condiciones deseadas se procedió a laminar cada muestra con diferente porcentaje de reducción y aumentando esta en 5 milésimas consecutivamente como se muestra en la tabla 1. Por otro lado la velocidad de laminación se tomó constante y fué de 50 FT/min. - siendo finalmente templada en agua; el medio de temple hasta la muestra 12 - fué agua y de la muestra 13 hasta la 19 se empleó una solución al 5% de ácido sulfúrico en agua, realizado el tratamiento termomecánico cada lámina se cortó en 3 secciones, para facilitar su manejo y estudio tanto metalográfico como también para evaluar sus propiedades mecánicas.

Preparación de las muestras para su estudio metalográfico:

Las muestras se montaron en resina para su adecuada preparación ya - que el espesor era muy delgado y no se podía manejar adecuadamente, todas -- las muestras se prepararon con el siguiente procedimiento:

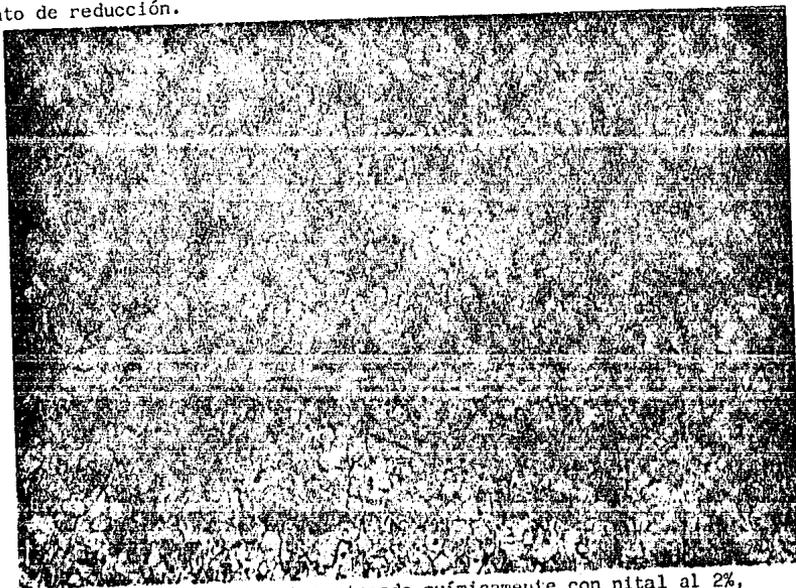
- a).- Desbaste, con la máquina desbastadora para emparejar.
- b).- Pulido, con lija de carburo de silicio número 180, 220, 240, 300, 360, 400, 500 y 600.
- c).- Pulido final, a espejo con la pulidora de paño y alúmina.

RESULTADOS.

Realizado lo anterior se procedió a tomar 5 durezas por muestra según ensayo Rockwell B y 5 microdurezas Vickers y la media de los resultados se descargó en la tabla 1.

Realizadas las pruebas de dureza, a todas las muestras se les dió un ataque químico con nital al 2% durante 7 segundos.

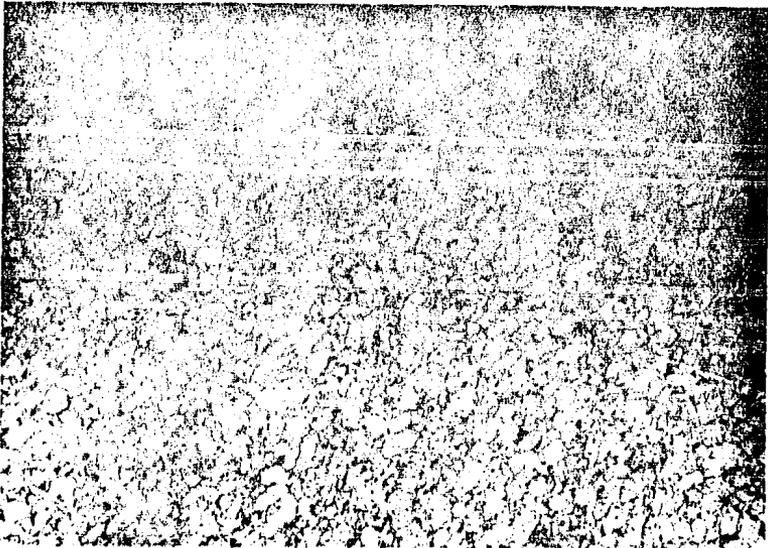
Al hacer las observaciones en el microscopio la estructura resultante obtenida fué básicamente de ferrita y perlita, también se observó una orientación en los granos y fué muy marcada a medida que se le incrementó el porcentaje de reducción.



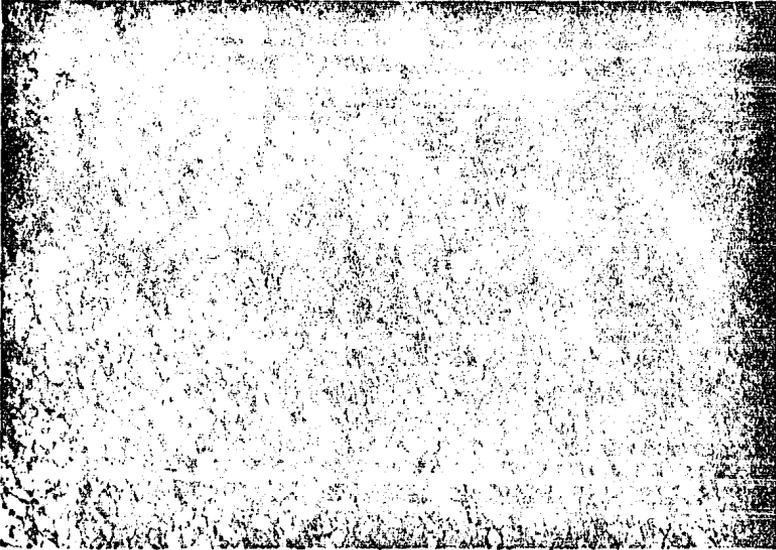
Fotografía 1:1 Muestra atacada químicamente con nital al 2%, se observa el grano original (sin deformación plástica) 250X



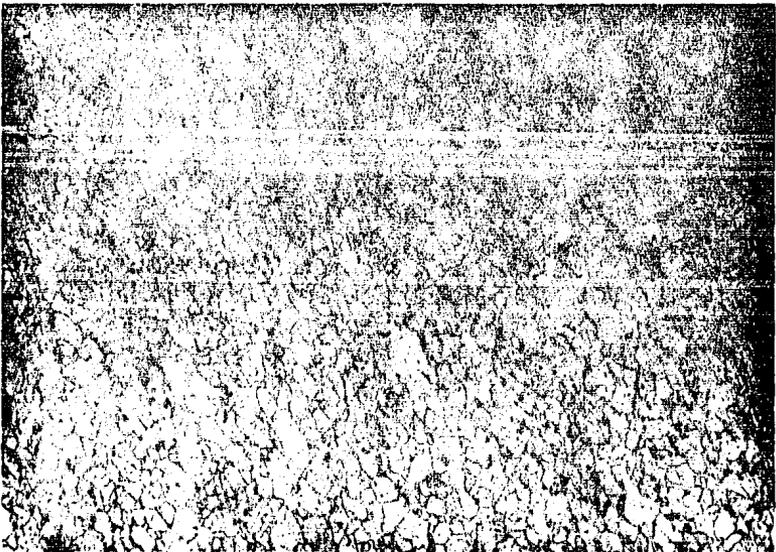
Fotografía 1:2 Muestra con 9.43% de reducción, se observa que el grano empieza a tener una orientación, (250X), atacada químicamente con nital al 2%.



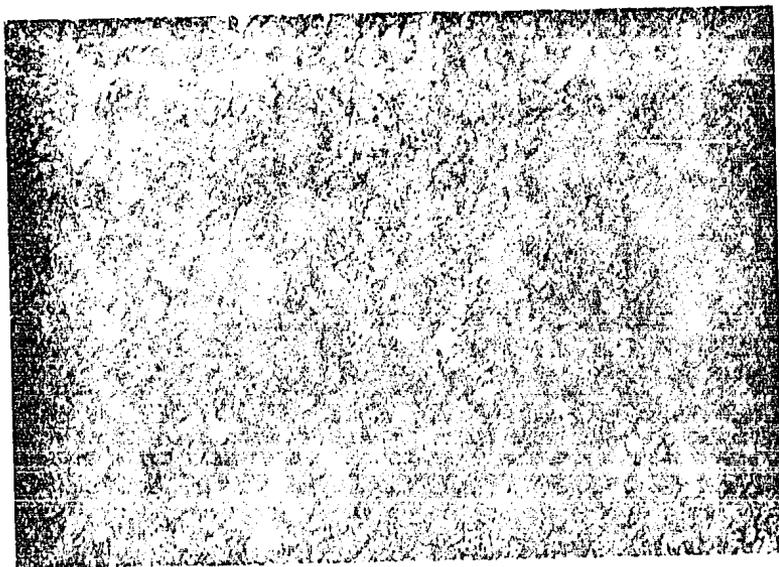
Fotografía 1:3 Muestra con 29.05% de reducción, se observa que el grano está formado debido a la reducción, (250X), ataque con nital al 2%.



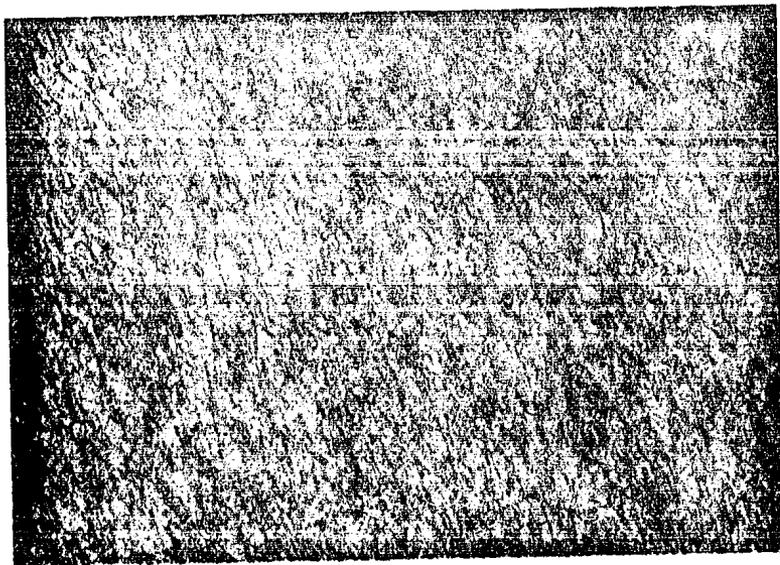
Fotografía 1:4 Muestra con 38.49% de reducción, se observa poca deformación adicional respecto a la fotografía número 1:3 y 250X, ataque con nital al 2%



Fotografía 1:5 Muestra con 57.73% de reducción, se observa claramente la orientación y alargamiento de los granos debido a la fuerte reducción sufrida (250X).



Fotografía 1:6 Muestra con 72.07% de reducción, los granos están muy alargados debido a la alta reducción (250X), atacada químicamente con nital al 2%.



Fotografía 1:7 Muestra con 76.60% de reducción, se observa una estructura fibrosa debido a la mayor reducción, (250X) atacada químicamente con nital al 2%.

#	°C	FT/MIN	MILE SIMAS.	mm	mm	%	VICKERS	ROCKWELL B	ENFRIA MIENTO
	TEMP. HORNO.	VEL. LA MINACION	Δh	h_o	h_f	REDUC CION.	\bar{H}_v	\bar{H}_B	AGUA
1	780	50	0	2,65	2,65	0	193	66	"
2	780	50	0	2,65	2,65	0	219	68	"
3	780	50	10	2,65	2,40	9,43	216	79	"
4	780	50	20	2,65	2,14	19,24	235	78	"
5	780	50	25	2,65	2,01	24,15	247	80	"
6	780	50	30	2,65	1,88	29,05	250	83	"
7	780	50	35	2,65	1,76	33,58	255	84	"
8	780	50	40	2,65	1,63	38,49	297	83	"
9	780	50	45	2,65	1,50	43,39	224	80	"
10	780	50	50	2,65	1,38	47,92	285	84	"
11	780	50	55	2,65	1,25	52,83	270	82	"
12	780	50	60	2,65	1,12	57,73	272	82	"
13	780	50	65	2,65	0,99	62,64	268	85	H ₂ O y H ₂ SO ₄
14	780	50	70	2,65	0,87	67,16	300	85	"
15	780	50	75	2,65	0,74	72,07	309	86	"
16	780	50	80	2,65	0,62	76,60	306	89	"
17	780	50	75	2,65	0,74	72,07	307	88	"
18	820	50	70	2,65	0,87	67,16	319	93	"
19	820	50	10	2,65	2,40	9,43	307	92	"

T A B L A 1

SEGUNDA PRUEBA DE LAMINACION.

A partir de los resultados de la primera prueba experimental se concluyó, que los resultados óptimos se habían obtenido para las condiciones de máxima reducción, no teniendo por otro lado los suficientes datos para determinar la temperatura idónea; a partir de lo anterior se realizó el segundo ensayo.

El proceso es similar al anterior pero aquí las muestras ensayadas fueron 35 con las mismas dimensiones anteriores, siendo usado un acero AISI 1008, con la misma composición química los parámetros que se variarán en esta segunda prueba son:

- 1).- Temperatura del horno, de la muestra 1 hasta la muestra 12 la temperatura del horno fué de 800°C y de la muestra 13 hasta la muestra 23 la temperatura fué de 820°C y de la muestra 24 hasta la muestra 35 la temperatura fué de 840°C.
- 2).- La velocidad de laminación, está no fue constante como en el caso anterior y esta varió de 50, 100, 200 FT/min.
- 3).- Reducción, la reducción de la muestra 1 hasta la 13 fué de 57.73%, 62.64%, 67.16% y las muestras restantes tuvieron una reducción 57.73%, 67.16% 76.60% 86.41.

El medio de temple usado nuevamente fué agua debido esto basicamente al tipo de acero empleado.

Se cortaron 3 muestras por lámina procesada para su estudio y así observar el comportamiento a lo largo de la lámina, las muestras fueron preparadas de manera similar que en el ensayo 1.

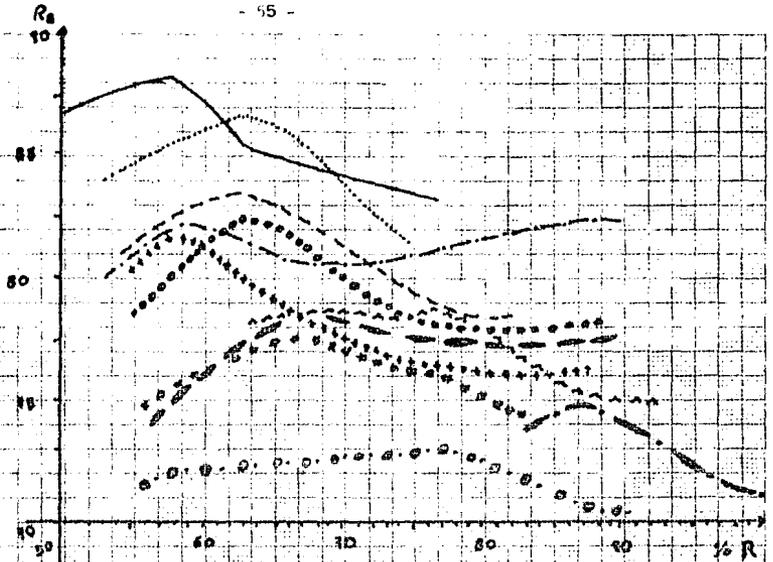
RESULTADOS.

Realizado lo anterior se tomaron 5 durezas por muestra en Rockwell B los resultados se descargaron en la tabla 2, luego se les dió un ataque químico con nital al 2% durante 7 segundos.

La microestructura obtenida es básicamente de ferrita y perlita y con unas pequeñas inclusiones; de acuerdo con los resultados que se descargaron en la tabla 2 se muestra en la gráfica 1 (dureza - % de reducción), encontrándose que con menor velocidad de laminación, con temperatura de 800°C y con

#	°C	FT/MIN	MILE- SIMAS	mm	mm	%	ROCKWELL B	MEDIO DE ENFRIA- MIENTO.
	TEMP. HORNO	VEL. LA- MINACION	Δh	h _o	h _f	REDUC CION.	H _B	AGUA
1	800	50	0	2.65	2.65	0	86.92	"
2	800	50	60	2.65	1.12	57.73	88.10	"
3	800	50	65	2.65	0.99	62.64	85.30	"
4	800	50	70	2.65	0.87	67.16	84.60	"
5	800	100	60	2.65	1.12	57.73	86.40	"
6	800	100	65	2.65	0.99	62.64	86.70	"
7	800	100	70	2.65	0.87	67.16	85.50	"
8	800	150	60	2.65	1.12	57.73	82.20	"
9	800	150	65	2.65	0.99	62.64	83.30	"
10	800	150	70	2.65	0.87	67.16	82.70	"
11	800	200	60	2.65	1.12	57.73	80	"
12	800	200	70	2.65	0.87	67.16	82.30	"
13	820	50	60	2.65	1.12	57.73	81.30	"
14	820	50	70	2.65	0.87	67.16	80	"
15	820	50	80	2.65	0.62	76.60	77.20	"
16	820	100	60	2.65	1.12	57.73	75.40	"
17	820	100	70	2.65	0.87	67.16	77.30	"
18	820	100	80	2.65	0.62	76.60	76.30	"
19	820	150	60	2.65	1.12	57.73	74.90	"
20	820	150	70	2.65	0.87	67.16	78.50	"
21	820	150	80	2.65	0.62	76.60	77.50	"
22	820	200	60	2.65	0.87	67.16	76.60	"
23	820	200	70	2.65	1.12	57.73	83.90	"
24	840	50	80	2.65	0.62	76.60	80.40	"
25	840	50	60	2.65	1.12	57.73	82.10	"
26	840	50	70	2.65	0.87	67.16	80.70	"
27	840	50	90	2.65	0.36	86.41	82.90	"
28	840	100	70	2.65	0.87	67.16	78.60	"
29	840	100	80	2.65	0.62	76.60	78.90	"
30	840	100	90	2.65	0.36	86.41	75.40	"
31	840	150	70	2.65	0.87	67.16	72	"
32	840	150	60	2.65	0.62	76.60	73.10	"
33	840	150	90	2.65	0.36	86.41	70.60	"
34	840	200	90	2.65	0.36	86.41	75.60	"
35	840	200	100	2.65	0.11	95.84	72	"

TABLA 2



GRAFICA 1

VEL.	LAM.	50 FT/MIN.	TEMP
.....	"	100	800°C
.....	"	150	800°C
.....	"	50	840°C
.....	"	200	800°C
.....	"	50	820°C
.....	"	100	840°C
.....	"	150	820°C
.....	"	100	820°C
.....	"	200	840°C
.....	"	150	840°C

60% de reducción la dureza fué máxima, pero de acuerdo al primer ensayo los resultados obtenidos no fueron los esperados.

Razón por lo cual, se procedió a preparar una tercera prueba experimental.

TERCERA PRUEBA DE LAMINACION.

Para esta tercera parte experimental se tomaron 35 muestras, todas - estas se cortaron con las dimensiones de 10 cms. de largo por 2.54 cms. de - ancho, con un espesor de 2.65 mm., la composición química del acero empleado fué la misma que en los anteriores ensayos debido a que el material se seleccionó de un mismo lote.

Las muestras se metieron al horno con diferentes condiciones de temperatura, la primera condición fué de 810°C, donde se calentaron las 12 prime-ras muestras, posteriormente, se elevó la temperatura a 830°C y con estas condiciones se laminaron y templaron las doce muestras siguientes.

Finalmente, las muestras restantes se sometieron a una temperatura - de 850°C; la velocidad a la que fueron laminadas las muestras varió y esta - fué de 50, 100, 150 y 200 FT/min., el medio de temple usado fué una mezcla - de agua con sosa al 5%. La reducción dada fué consecutivamente de 67.16%, -- 76.60% y 86.41% para temperatura y velocidad de laminación constante.

Realizando el tratamiento termomecánico se cortó una muestra a cada lámina para su estudio metalográfico y se montaron en resina para su adecua-da preparación ya que el espesor era muy delgado y no se podía manejar adecuadamente.

Las muestras se prepararon metalográficamente con el mismo procedi---miento que en los ensayos anteriores.

RESULTADOS.

A cada muestra se le tomaron 5 durezas en Rockwell B y 5 microdurezas Vickers, la media de los resultados se descargaron en la tabla 3 posteriormen-te a las muestras se les dió un ataque químico con nital al 2% durante 7 seg.

Al hacer las observaciones en el microscopio la estructura resultante obtenida fué básicamente de ferrita, perlita fina así como, austenita retenida, con los granos orientados debidos a la deformación plástica. Se hicieron 35 probetas para ensayar las muestras a tracción y se calculó el esfuerzo de ruptura, así como la deformación a la ruptura con las siguientes fórmulas.

$$\epsilon_R = L_N \frac{L_f}{L_o} \quad \sigma_R = \frac{P}{A_o}$$

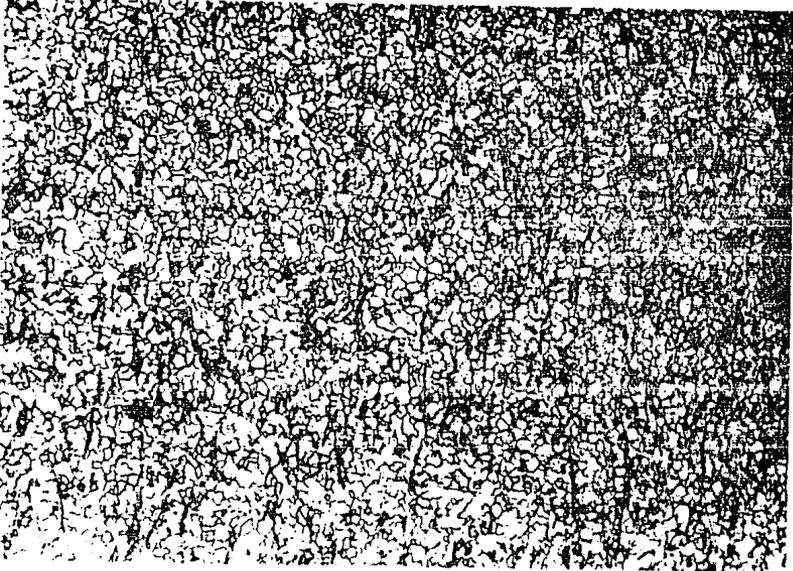
En la tabla 3 se descargaron todos los valores obtenidos durante ésta prueba.

En la gráfica 2 se graficaron esfuerzo a la ruptura-temp. del horno donde el máximo esfuerzo de ruptura se encuentra con la temperatura de 810°C con una velocidad de laminación de 100 FT/min.

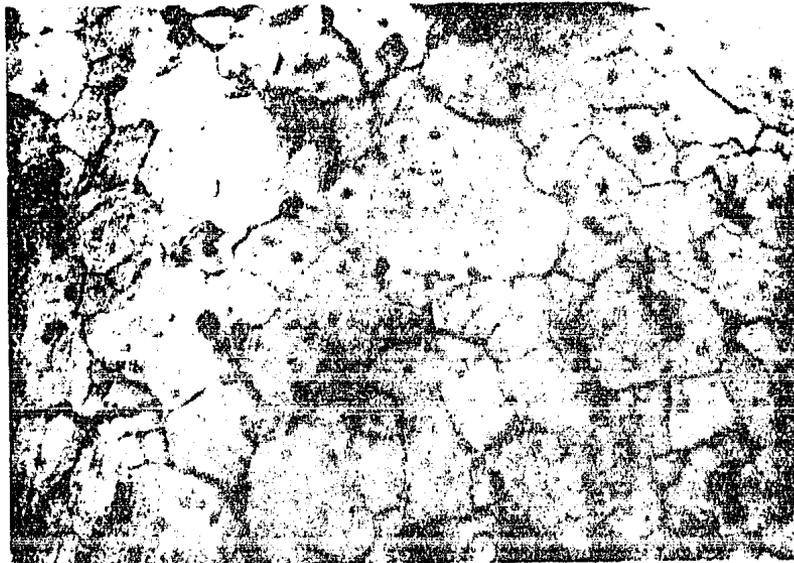
En la gráfica 3 se graficó % de deformación a la ruptura-temp. del horno, se observa que la máxima deformación a la ruptura está con la temperatura de 830°C, con una velocidad de laminación de 150 FT/min.

En la gráfica 4 se graficó esfuerzo a la ruptura- % de deformación - se observa que el máximo esfuerzo a la ruptura se encuentra con 50% de reducción y con temperatura de 810°C.

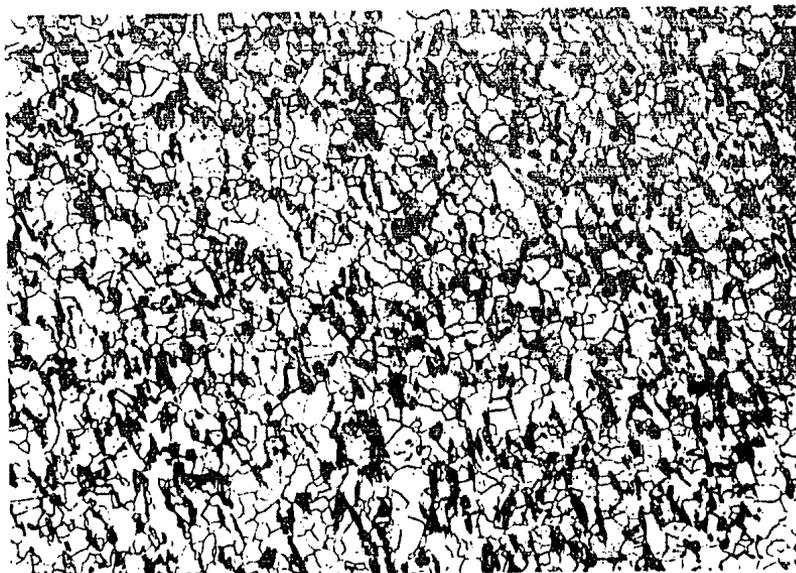
Con la mayor deformación plástica se obtuvo una estructura fibrosa - como se muestra en las siguientes fotografías:



Fotografía 3:1 Muestra atacada químicamente con nital al 2% y con una reducción de 33.96%, esta muestra se laminó con 50 FT/min y con una temperatura de 810°C (250X).



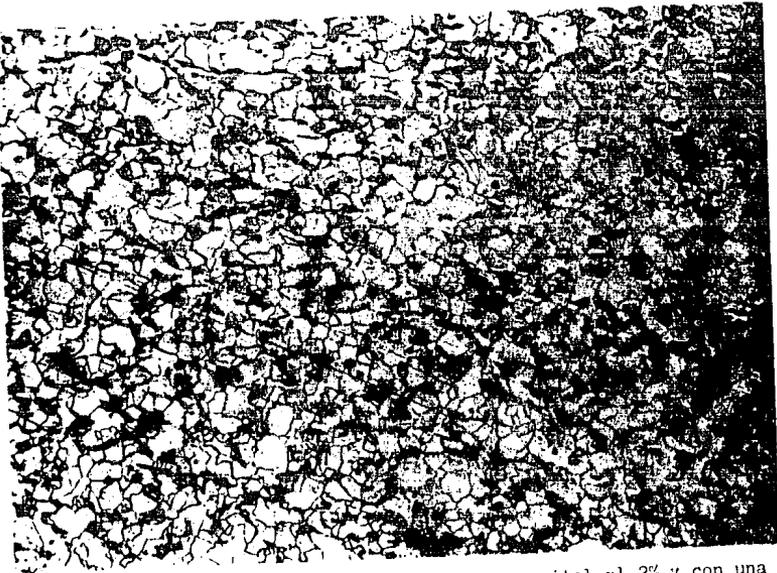
Fotografía 3:2 Muestra atacada químicamente con nital al 2% y con una reducción de 47.16%, se observa la deformación de los granos y fué laminado con 50 FT/min. y con temperatura de 810°C (640X).



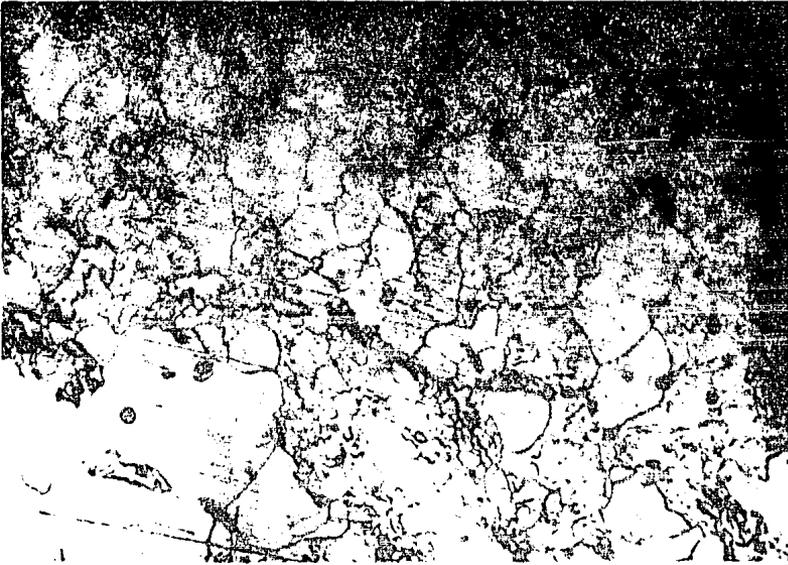
Fotografía 3:3 Muestra atacada químicamente con nital al 2%, con 44.15% de reducción, laminada a 100 FT/min. con temperatura de 830°C (250X).



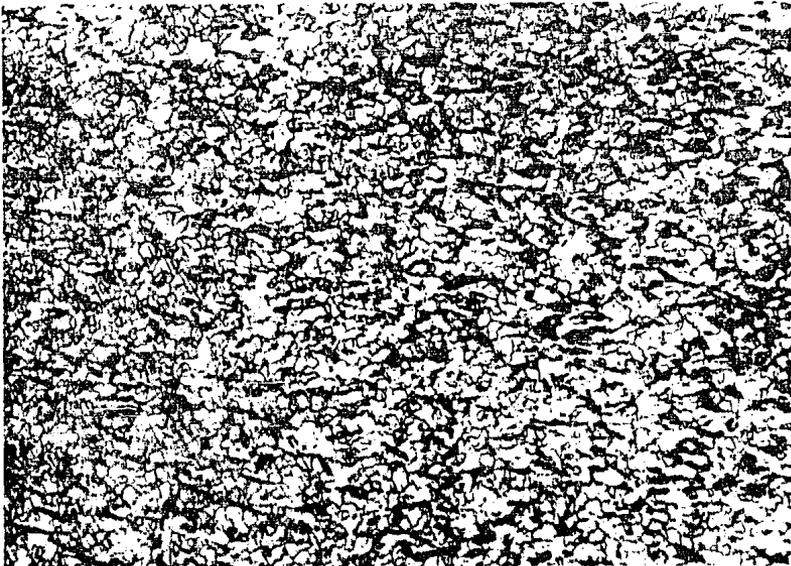
Fotografía 3:4 Muestra atacada químicamente con nital al 2% y con una reducción de 46.41%, laminada a 150 FT/min, con temperatura de 830°C, se observa una mejor orientación en los granos (250X).



Fotografía 3:5 Muestra atacada químicamente con nital al 2% y con una reducción de 49.81%, laminada a 200 FT/min, con temperatura de 830°C, se observa poca deformación plástica a la anterior (250X).



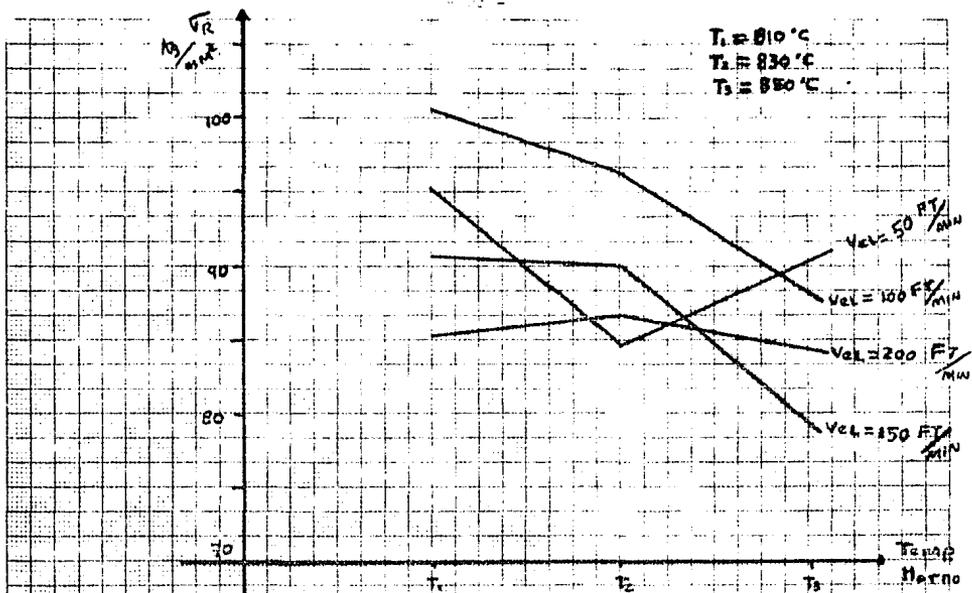
Fotografía 3:6 Muestra atacada químicamente con nital al 2% con 47.16% de reducción, laminada a 50 FT/min y temperatura de 850°C, se empieza a tener una estructura fibrosa debido a la reducción (60X).



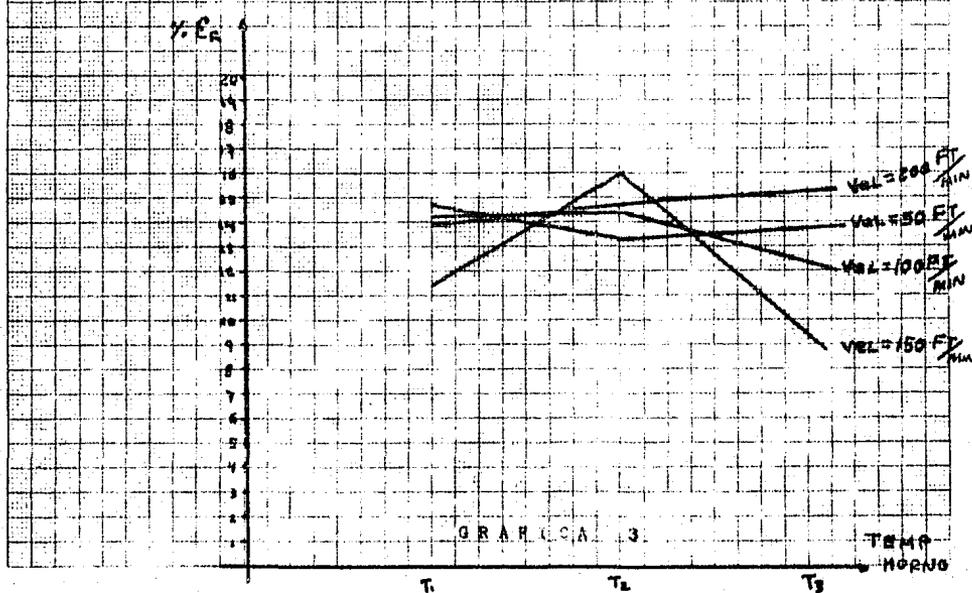
Fotografía 3:7 Muestra atacada químicamente con nital al 2%, con una reducción de 60% , y laminada a 200 FT/min. con temperatura de 850°C, - se observa la estructura fibrosa en los granos (250X).

UNIDA DES.	°C	FT/MIH.	M1	M4	%	VICKERS	ROCKWELL B	Kz/mm ²	%	MEMO DE EFECTUA- MIENTO.
	TEMP. HERNO.	VEL. LAVINA.	h ₀	h _r	REDUC- CION.	- IN	- R	V _R	ER	HEO CON CASH AL 5%
1	810	50	2.65	1.75	33.96	253	85.9	94.96	15.18	"
2	810	50	2.65	1.55	33.95	263	87.32	103.64	13.10	"
3	810	50	2.65	1.40	47.16	292	83.20	96.75	16.55	"
4	810	100	2.65	1.53	42.26	279	85.10	111.64	11.33	"
5	810	100	2.65	1.60	39.62	272	85.10	102.30	18.23	"
6	810	100	2.65	1.30	50.94	241	81.10	93.17	13.10	"
7	810	150	2.65	1.68	36.60	279	83.20	89.45	14.87	"
8	810	150	2.65	1.60	39.62	245	79.60	100.60	9.53	"
9	810	150	2.65	1.39	47.54	272	81.10	82.56	10.97	"
10	810	200	2.65	1.75	33.96	243	77.70	88.71	17.56	"
11	810	200	2.65	1.60	39.62	285	72.60	84.67	14.84	"
12	810	200	2.65	1.35	49.05	281	71.90	82.30	9.89	"
13	830	50	2.65	1.76	33.58	221	76.50	77.23	13.10	"
14	830	50	2.65	1.55	41.50	266	82.00	93.23	11.33	"
15	830	50	2.65	1.72	35.09	249	80.30	73.32	16.55	"
16	830	100	2.65	1.53	42.26	270	74.80	91.02	16.55	"
17	830	100	2.65	1.50	43.39	309	80.60	100.64	11.33	"
18	830	100	2.65	1.48	44.15	372	71.40	97.23	14.84	"
19	830	150	2.65	1.75	33.96	251	74.40	97.19	18.56	"
20	830	150	2.65	1.53	42.26	245	73.50	84.85	14.84	"
21	830	150	2.65	1.42	46.41	222	69.90	89.14	14.84	"
22	830	200	2.65	1.76	33.58	190	69.90	84.77	14.84	"
23	830	200	2.65	1.54	41.68	243	69.20	83.61	14.84	"
24	830	200	2.65	1.33	49.81	272	76.90	91.22	14.84	"
25	850	50	2.65	1.71	35.47	258	64.00	79.05	7.69	"
26	850	50	2.65	1.53	42.26	230	72.00	100.93	18.23	"
27	850	50	2.65	1.40	47.16	247	74.40	89.37	15.87	"
28	850	100	2.65	1.75	33.96	238	64.70	86.75	14.84	"
29	850	100	2.65	1.60	39.62	266	69.50	93.59	11.33	"
30	850	100	2.65	1.34	49.43	258	69.00	85.17	11.33	"
31	850	150	2.65	1.48	55.94	223	71.10	84.88	7.69	"
32	850	150	2.65	1.37	48.30	299	74.40	74.23	11.33	"
33	850	200	2.65	1.53	42.26	255	66.10	76.47	18.23	"
34	850	200	2.65	1.38	47.92	283	70.90	79.81	18.23	"
35	850	200	2.65	1.06	60	264	65.10	97.74	9.53	"

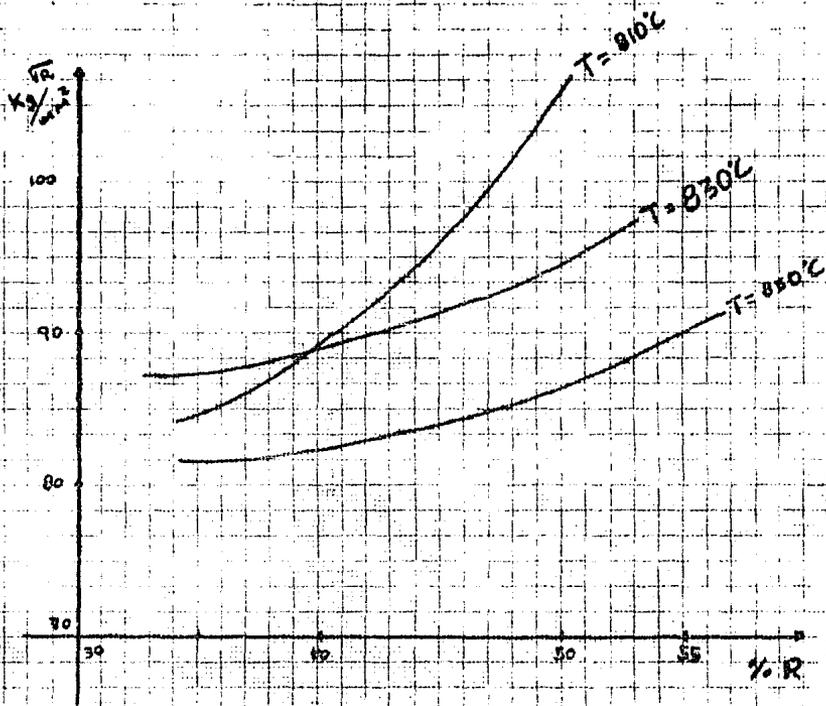
TABLA 3



GRAFICA 2



GRAFICA 3



GRAFICA 4

VII CONCLUSIONES.

Como se ha mencionado anteriormente la estructura bifásica (ferrita + bainita + martensita + austenita retenida), se puede alcanzar mediante dos métodos:

- I).- Laminado en tibio y posterior tratamiento térmico.
- II).- Laminado en frío (obtención de una estructura fibrosa) y tratamiento térmico (temple), con un calentamiento de austenización incompleta.

En nuestro caso se empleó el primer proceso, el cual presenta los siguientes problemas:

- a).- Es difícil controlar con toda precisión la temperatura de laminación óptima.
- b).- Pueden ser muy variantes las condiciones del proceso (en función de la temperatura).

En cuanto a las posibles ventajas del laminado en tibio, la literatura consultada no es muy explícita, razón por la cual se propone realizar ahora toda la experimentación, bajo las mismas condiciones de porcentaje de reducción y velocidad de laminación para laminado en frío y posterior tratamiento térmico. Esto con la finalidad de comparar los resultados obtenidos y entonces confirmar las ventajas y desventajas de cada uno de estos procesos.

En el análisis de los resultados obtenidos se consideraron los siguientes parámetros:

Dureza, microdureza, esfuerzo de ruptura, deformación a la ruptura - relación esfuerzo - deformación ($\bar{\sigma}_R E_R$), microestructura y composición del material.

De lo anterior se tiene:

- a).- La temperatura del horno en la cual se obtienen los resultados óptimos es de 810°C.

b).- La resistencia y dureza del material se ha incrementado notoriamente, si la comparamos con las propiedades exhibidas en las muestras que no han sufrido tratamiento térmico.

Propiedades de muestras sin tratamiento.	Propiedades óptimas después del tratamiento.
DUREZA..... 60 R _B (120 HB).....	75 R _B (251HV)
RESISTENCIA..... 65 Kg/mm ²	97.19 Kg/mm ²
DEFORMACION..... 20 %	18.5 %
$\sqrt{R} \times E_R$	13
MICROESTRUCTURA Ferrita + Perlita	Ferrita + Bainita + Austenita Retenida.

De lo anterior se concluyó que aunque se ha tenido notoria mejoría en las propiedades del material, estos todavía no alcanzan los niveles óptimos reportados (basicamente en cuanto a deformación).

a).- La velocidad de laminación para la cual se obtienen los mejores resultados fué de 50 FT/min, teniéndose que para mayores velocidades las propiedades disminuyeron.

Uno de los problemas mas fuertes a los cuales se enfrenta al laminar en tibio, es el rápido enfriamiento de la muestra y la falta de templabilidad del material, razón por la cual cualquier retraso durante la maniobra de la muestra provoca problemas y una pérdida de las propiedades a alcanzar la reducida templabilidad del acero ensayado, motivó a que el temple se realizara en una solución salina al 5% de Na OH.

Los problemas anteriores se constatan con los resultados obtenidos en la segunda corrida experimental, en la cual el enfriamiento se realizó en agua, teniéndose entonces un despreciable incremento en las propiedades.

Por esta razón se recomienda realizar también una corrida experimental con un acero aleado, para esto ya ha sido preparada por otro grupo un acero microaleado al niobio (0.02%).

El cual será trabajado por los dos métodos enunciados en un principio.

Resumiendo las conclusiones y recomendaciones estas son:

- I).- La temperatura deberá ser de 810°C.
- II).- Velocidad de laminación deberá ser de 50 FT/min.
- III).- *Control de la temperatura.
- IV).- Emplear aceros microaleados.
- V).- Realizar proceso de laminado en frío en base a la dificultad de controlar la temperatura en el laminado en tibio.

* Se recomienda controlar la temperatura de manera mas precisa, para la cual se podría emplear un pirómetro óptico digital, al comenzar la laminación y al momento de sumergir la probeta en el medio de enfriamiento o también, se podría emplear un termopar.

BIBLIOGRAFIA.

- 1.- Introducción a la metalurgia Física.
Sydney H. Avner
Editorial: Mc. Graw Hill
Segunda edición.
- 2.- Tratamientos térmicos de los aceros.
José Apraiz Barreiro
Editorial: Dessat
Novena edición
Madrid 1974.
- 3.- Procesos de manufactura 1 y procesos industriales mecánicos.
Ing. Raúl Espinoza Islas
Apuntes de la facultad de ingeniería.
- 4.- Tratamientos Termomecánicos de los aceros.
Marco Antonio Guerrero Zepeda
Ubaldo Eduardo Márquez Amador.
Tesis Profesional 1984.
- 5.- Dual Phase Steels.
M.S. Rashid.
August 1981
General Motors.
- 6.- The formability of a dual phase Steel.
M.Y Demeri
Metalurgical Transactions
Vol.12A
Julio 1981.
- 7.- Deformation Characteristics of Dual Phase Steels.
A.R. Marder
Metalurgical Transactions
Vol. 13A
Febrero 1982
- 8.- The Development of Some Dual Phase Steel
Xue-Ling Cai, A.J. Garratt-Reed and W.S. Owen
Metalurgical Transactions
Vol. 16A
Abril 1985
- 9.- The Effect of Intercritical Annealing Temperature on the Structure
of Niobium Microalloyed Dual Phase Steel
Mark D. Geib David K. Matleck and George Krauss
Metalurgical Transactions
Vol. 11A
Octubre 1980.

- 10.- The effect of Heat Treatment on the Properties and Structure of Molybdenum and Vanadio Dual Phase Steels
A.R. Marder
Metalurgical Transactions
Vol. 12A
Septiembre 1981.
- 11.- Tempering Characteristics of a Vanadio Containing Dual Phase Steel
M.S. Rshid and B.V.N. Rao
Metalurgical Transactions
Vol. 13A
Octubre 1982
- 12.- Effects of Morphology on the Mechanical Behavior of a Dual Phase Steel.
N.J. Kim and G. Thomas
Metalurgical Transactions
Vol. 12A
Marzo 1981
- 13.- Aging Susceptibility of Retained and Epitaxial Ferrite in Dual Phase Steels
D.A. Korzekwa D.K. Matlock and G. Krauss
Metalurgical Transactions
Vol. 13A
Noviembre 1982
- 14.- Dislocation Substructure as a Function of Strain in a Dual Phase Steel.
D.A. Korzekwa D.K. Matlock and G. Krauss
Metalurgical Transactions
Vol. 15A
Junio 1984
- 15.- On the Law of Mixture in Dual Phase Steels
J.Y. Koo M.J. Young and G. Thomas
Metalurgical Transactions
Vol. 11A
Mayo 1980
- 16.- Tensile Stress-Strain Analysis of cold worked metals and Steels.
and Dual Phase Steels
Yoshiyuki Tomita and Kunio Okabayashi
Metalurgical Transactions
Vol. 16A
Mayo 1985
- 17.- Compositional Analysis of Dual Phase Steel by Transission Electron Microscopy.
J.Y. Koo M. Raghauan and G. Thomas
Metalurgical Transactions
Vol. 11A
Abril 1980

- 18.- A Study of the Deformation and Fracture of a Dual Phase Steel.
A.F. Szezewyk and J. Gorland
Metalurgical Transactions
Vol. 13A
Octubre 1982

- 19.- Studies on the Development of high-Strength Dual Phase Steel
Sheets with High r_m Values
Haun Hu
Metalurgical Transactions
Vol. 13A
Julio 1982

- 20.- Plastic Behavior of Dual Phase Steel Following Plane-Strain Deformation
J.V. Laukenis and R.H. Wagoner
Metalurgical Transactions
Vol. 16A
Marzo 1985

- 21.- Fatigue Crack Propagation in Dual Phase Steels: Effects of Ferritic
Martensitic Microstructures on Crack Path Morphology
V.B. Dutta S. Suresh and R.O. Ritchie
Metalurgical Transactions
Vol. 15A
Junio 1984

- 22.- Energy Absorption by Structural Collapse in Dual Phase Steel Tubes
P.H. Thgrnton
Metalurgical Transactions
Vol. 10A
Agosto 1979

- 23.- High Strength cold rolled low carbon steel sheets
J.R. Newby R.E. Hook J.W. Young
Memories Scientifiques Revue Metalurgie
Abril 1980

- 24.- Can a Simple heat Treatment Help to Save Detroit
W.S. Owen
Metals Technology
Enero 1980

- 25.- Physical Metallurgy of Automotive High-Strength Steels
R.G. Davies and C.L. Magee
Journal of Metals
Noviembre 1979.