

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO
FACULTAD DE QUIMICA

59

TEMPLE Y REVENIDO DE UN ACERO (SAE) DGN
5160. UTILIZADO PARA LA FABRICACION DE
MUELLES Y BARRAS DE TORSION

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
Ingeniero Químico Metalúrgico

P R E S E N T A

ROSENDO CANTU ANCHONDO



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

CLAS Tesis 1977
ABO M-2 **73**
FECHA _____
PRGC _____
• _____



QUIMICA

PRESIDENTE : Ing. MANUEL F. GUERRERO FERNANDEZ

VOCAL : Ing. Ma. EUGENIA NOGUEZ, AMAYA

JURADO ASIGNADO
ORIGINALMENTE

SECRETARIO : Ing. JOSE CAMPOS CAUDILLO

1er. SUPLENTE: Ing. HUMBERTO MALAGON ROMERO

2o. SUPLENTE: Ing. ARTURO ACEVEDO GOMEZ

Sitio donde se desarrolló el tema:

NODUMEX, S.A.

Nombre completo del sustentante:

ROSENDO CANTU ANCHONDO

Nombre completo del asesor del tema:

Ing. JOSE CAMPOS CANDILLO

A MIS PADRES.

A MIS HERMANOS.

A MI ESPOSA.

A MIS HIJAS.

A MIS MAESTROS.

C O N T E N I D O

INTRODUCCION.

- I.- FASES QUE SE FORMAN EN LAS ALEACIONES METALICAS.
- II.- HIERRO Y SUS ALEACIONES.
- III.- TRANSFORMACIONES DE FASE EN LAS ALEACIONES FERROSAS (TEORIA DEL TRATAMIENTO TERMICO DEL ACERO).
- IV.- TEMPLE DEL ACERO.
- V.- PROCESO DE FABRICACION DE LAS MUELLES Y SU TRATAMIENTO TERMICO.
- VI.- PROCESO DE FABRICACION DE LAS BARRAS DE TORSION Y SU TRATAMIENTO TERMICO.

CONCLUSION.

I N T R O D U C C I O N

El tema Temple y Revenido de Acero S.A.E. 5160 para la Fabricación de Buelles y Barras de Torsión lo he escogido da da la importancia que tiene en la Fabricación de dichas piezas, para uso de la Industria Automotriz y el gran impulso que ha tenido durante los últimos años, con miras a seguirse incrementando mayormente en lo futuro. Este auge ha sido propiciado a su vez por el desarrollo de México en el ámbito Industrial, Comercial, Económico y Social, dada la gran importancia que tiene el transporte en nuestro País.

El Acero S.A.E. 5160, es uno de los productos principales en aceros aleados que fabrica Altos Hornos de México, -- siendo el principal productor en México, llegando a surtir la mayor cantidad y al mayor número de fabricantes en nuestro País.

Altos Hornos de México produce varios tipos de solera 5160 en diferentes medidas para los distintos tipos de buelles en el mercado nacional. Le sigue en importancia Aceros Ecatepec, que se especializa en la fabricación de Acero S. A.E. 5160 en redondo, utilizado para la fabricación de Barra de Torsión.- Otro fabricante de este producto es Metalurgica México de Cholula Puebla, que es productor de la misma materia prima aunque en cantidades pequeñas, no menospreciando la importancia como productor del Acero S.A.E. 5160.

Utilizamos normas S.A.E. debido a la afinidad de este producto con los consumidores del mismo, pues la mayor parte de consumidores pertenecen a Compañías Estadounidenses, salvo el caso de Volks-Wagen de México y Nissan Mexicana, siendo ésta última importadora de productos japoneses aunque se-

rigen por normas S.A.E.

El Acero S.A.E. 5160 es un acero al cromo que se ha venido utilizando para la fabricación de muelles, dadas las características físicas que le imparte a la muelle siendo la principal, la de tener suficiente flexibilidad para acumular energía potencial y transformarla en energía cinética, siendo de esta manera el trabajo que efectúa la muelle y la barra de torsión una vez montadas sobre el vehículo.

Este fenómeno es aprovechado para utilizar la muelle ya sea en la parte delantera o la parte trasera del vehículo y sea de esta forma, el funcionamiento más eficaz en cuanto a su trabajo de carga.

El mismo efecto se observa en las barras de torsión que son utilizadas por el Volkswagen.

Los principales consumidores de Muelles en México son: - Ford Motor Company, Chrysler de México, General Motor de México, Disel Nacional, S.A., Trailera Ramírez, Somex, y en barras de torsión Volkswagen de México, S.A. de C.V.

Los principales fabricantes de Muelles en México son: - Rassini Rheem, S.A., Alvarez Automotriz y Muelles IMEX.

C A P I T U L O I .

1.- FASES QUE SE FORMAN EN LAS ALEACIONES METALICAS.

a).- Soluciones Sólidas.

I.- FASES QUE SE FORMAN EN LAS ALEACIONES METÁLICAS.

En las aleaciones se pueden formar las siguientes fases: Soluciones Líquidas, Soluciones Sólidas, Compuestos Químicos y Metálicos.

a).- SOLUCIONES SOLIDAS.- Se llaman Soluciones Sólidas las fases en las que uno de los compuestos de aleación conserva su red cristalina, mientras que el otro no conserva su red cristalina y entrega sus átomos a la red del primer componente. Así pues, la Solución Sólida, compuesta de unos cuantos componentes, posee un tipo de red y representa una fase. El componente cuya red cristalina se conserva, se denomina disolvente, se distinguen las soluciones sólidas de sustitución y las intersticiales.

Al formar la Solución Sólida de sustitución, los átomos del componente disuelto (B) sustituyen a parte de los átomos del disolvente (A) en su red cristalina. Los átomos del componente disuelto pueden sustituir a cualquier átomo del disolvente desordenadamente, ubicándose arbitrariamente en lugar de éstos en los nudos de la red.

Al formarse la Solución Sólida intersticial los átomos del componente disuelto se ubican en los espacios interatómicos de la red cristalina del disolvente.

Por cuanto las dimensiones de los átomos del disolvente y -- del componente disuelto son distintos, al formarse la solución sólida la red cristalina siempre sufre una deformación y sus parámetros cambian.

En las soluciones de sustitución, los átomos de menor tamaño se concentran en la zona de la red contraída; los átomos de gran tamaño en la zona de la red alargada. El aumento de las distancias interatómicas en la zona de la dislocación les --

permite a los átomos que forman soluciones sólidas intersticiales ubicarse más fácilmente.

La micro-estructura de la solución sólida en las condiciones de equilibrio representa granos cristalinos homogéneos y su estructura no se diferencia de la estructura del metal puro. Las soluciones sólidas de sustitución pueden ser limitadas e ilimitadas, es decir, pueden existir en un campo limitado de concentraciones de componentes o cualquiera que sea su concentración.

Las soluciones sólidas de sustitución con solubilidad ilimitada pueden formarse al observar las siguientes condiciones:

1.- Los componentes deben poseer igual tipo de red cristalina.

2.- La diferencia entre las dimensiones atómicas de los componentes y por consiguiente entre los períodos de la red cristalina, debe ser insignificante. Para las aleaciones ferrosas la diferencia entre los diámetros atómicos no debe ser superior a un 8%, si ésta diferencia se encuentra en los límites de 8 a 15% pueden formarse soluciones sólidas limitadas, si la diferencia entre las dimensiones de los átomos es superior al 15%, la formación de soluciones sólidas de sustitución resulta imposible a causa de la deformación límite de la red cristalina.

3.- Los componentes deben pertenecer a un mismo grupo del sistema periódico de elementos o a grupos vecinos, afines y con relación a esto, tener una estructura cercana de la capa de valencia de los átomos.

Las soluciones sólidas intersticiales pueden formarse solo en aquellos casos cuando el diámetro del átomo del elemento disuelto no es grande. Por eso en las soluciones sólidas de este tipo se forman solamente cuando se disuelven en el metal

(por ejemplo en el Hierro), el carbono, nitrógeno, hidrógeno y por lo visto boro, es decir, aquellos elementos que tienen un diámetro atómico pequeño.

Las soluciones sólidas intersticiales, por regla general son limitadas. El papel que desempeñan las soluciones sólidas de este tipo es sobre todo significativo en los aceros y fundiciones.

C A P I T U L O I I

- 1.- HIERRO Y SUS ALEACIONES.
- 2.- DIAGRAMA DE ESTADO HIERRO CEMENTITA.
 - a).- Cristalización primaria.
 - b).- Cristalización secundaria.
 - c).- Influencia del carbono en las propiedades del - acero.
 - d).- Influencia del Silicio y Manganeso.
 - e).- Influencia del Azufre.
 - f).- Influencia del Fósforo.
 - g).- Influencia del Nitrógeno, Oxígeno e Hidrógeno.
- 3.- FASE FORMADA POR LOS ELEMENTOS DE ALEACION EN LAS- ALEACIONES FERROSAS.
 - a).- Influencia de los elementos de aleación en las- transformaciones alotrópicas del hierro.
 - b).- Fase de carburo en los aceros aleados.
 - c).- Propiedades de la ferrita y la austenita alea- dos.
 - d).- Clases estructurales de los aceros aleados.

1.- HIERRO Y SUS ALEACIONES.

El hierro es un metal de color blanco plateado. El Hierro — puro que puede obtenerse en la actualidad, contiene 99.99% — de Fe. Los Hierros que se emplean en la técnica contienen — 99.8, 99.9% de Fe. La temp. de fusión del hierro es de 1539-°C.

El hierro es conocido en sus modificaciones α y γ . El hierro α existe a temperaturas inferiores a 910°C y superiores a — 1401°C, en el intervalo de temperaturas de 1401° a 1539°C el hierro existe en la forma γ . La red cristalina del hierro — α tiene la forma de un cubo centrado, con un período en la red de 2.860 Å.

A una temperatura inferior a 768°C el hierro es magnético. — El punto crítico (768°C) correspondiente a la transformación magnética, es decir a la pérdida de las propiedades magnéticas, se denomina punto de Curie y se designa por A_{r_2} (durante el enfriamiento) y por A_{c_2} (durante el calentamiento). El hierro α a temperaturas superiores al punto de Curie, es decir, el hierro no magnético de red cúbica centrada, se denomina Hierro β .

Las propiedades magnéticas del Hierro dependen fuertemente de su pureza. La solubilidad máxima de carbono en hierro α es — de 0.025% a una temperatura de 723°C y de 0.0025% a 20°C.

La solución sólida (intersticial) de carbono en el Hierro α se llama ferrita. Al microscopio la ferrita aparece en forma de granos poliédricos homogéneos. La Ferrita a la temperatura ambiente posee las siguientes propiedades mecánicas: $\sigma_r = 25$ Kgf/mm, $\sigma_t = 12$ kgf/mm, $\delta = 50\%$, $\psi = 80\%$.

La densidad del Hierro α en dependencia de la composición es de 7.87 y 7.88 g/cm³. La solubilidad límite del carbón es el Hierro δ es de 0.1 % a 1490°C. El Hierro γ existe a tempera-

turas de $910 - 1401^{\circ}\text{C}$. El punto crítico de transformación $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ a 910°C se designa, respectivamente por Ar_3 (enfriamiento) y por Ac_3 (calentamiento). El punto crítico de transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ a 1401°C se designa por Ar_4 (enfriamiento) y Ac_4 (calentamiento). La red cristalina del Hierro γ es de cubo de caras centradas siendo débilmente magnético.

La solubilidad del carbón en el Hierro γ a 1130°C alcanza un -2.0% . La solución sólida (intersticial) de carbono en el Hierro γ se llama austenita. La austenita posee una alta plasticidad, bajo límite de fluencia y rotura. La micro-estructura de la austenita está compuesta de granos poliédricos y se caracteriza por la presencia de maclas. El hierro con el carbono forma una combinación química, el carburo de Hierro Fe_3C llamada cementita. El contenido de carbón en la Cementita es de 6.67% .

La Cementita posee una red cristalina rómbica compleja con empaquetamiento compacto de los átomos. La temperatura de fusión de la Cementita no se ha podido establecer con exactitud y se considera aprox. igual a 1550°C . A una temperatura inferior a 217°C la cementita es ferromagnética. Las particularidades características de la cementita son una gran dureza (1000 HBN) y baja plasticidad. La cementita es el acero y el hierro colocado en una fase meta-estable.

2.- DIAGRAMA DE ESTADO DEL HIERRO-CEMENTITA (EQUILIBRIO META ESTABLE).

En la figura A se muestra el diagrama de estado del Hierro-carbón (cementita). El diagrama muestra la composición de fase y la estructura de las aleaciones con una concentración desde el hierro puro hasta la cementita $6.67\% \text{ C}$.

El punto A (1539°C) en el diagrama corresponde a la tempera-

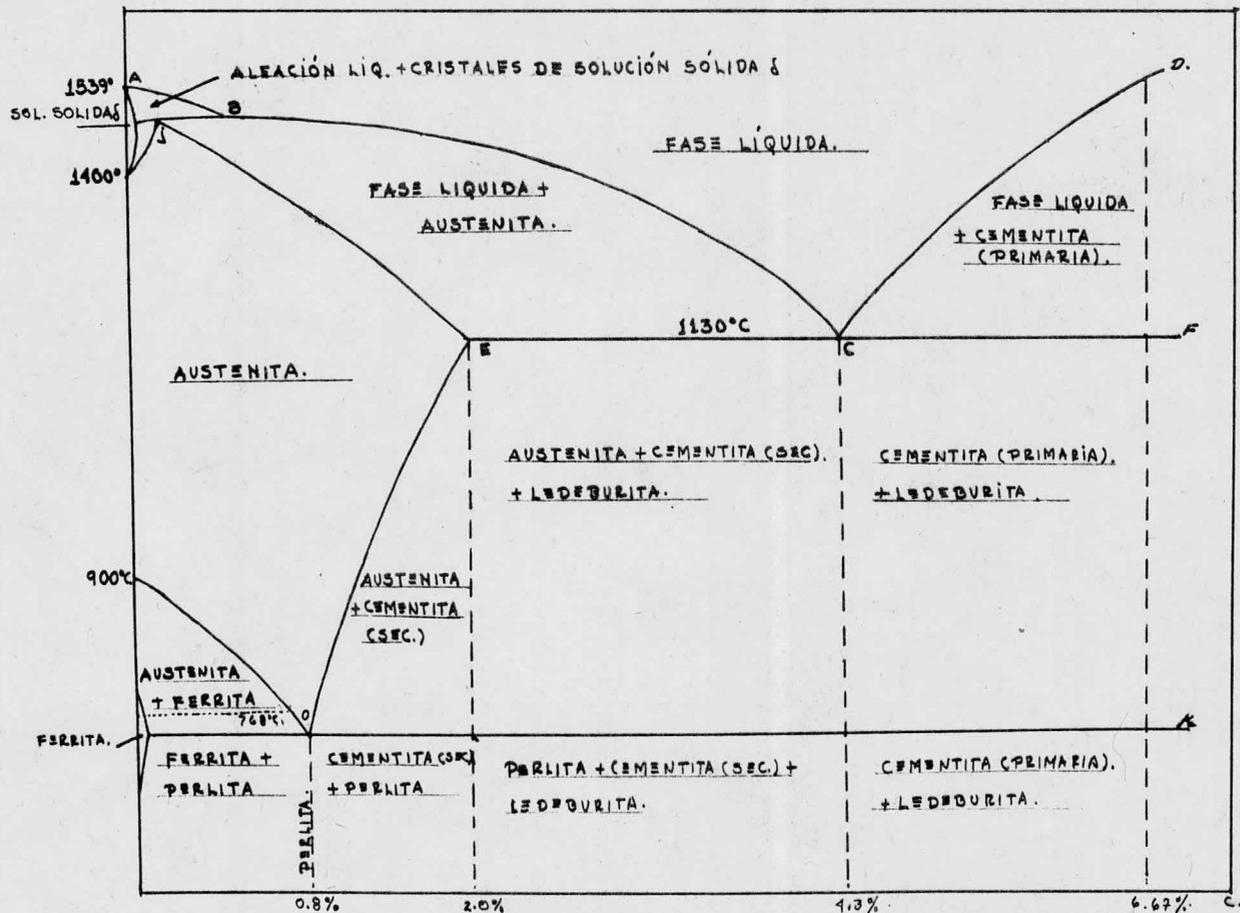


FIG. A. DIAGRAMA DE ESTADO HIERRO - CARBONO.

tura de fusión del hierro puro, y el punto D (1550°C), a la temperatura de fusión de la cementita Fe_3C . Los puntos N (1401°C) y G (910°C) corresponden a la transformación alatrópica del hierro α en el hierro γ . El punto E caracteriza la solubilidad límite de carbono en el hierro γ a la temperatura de 1130°C (2.0% de C).

a). - CRISTALIZACION PRIMARIA. - El proceso de cristalización de las aleaciones comienza cuando se alcanzan las temperaturas que corresponden a la línea ABCD, (línea de líquidos). La finalización de la solidificación corresponde a las temperaturas que forman la línea de sólidos AHJECF.

El ángulo superior izquierdo del diagrama caracteriza las transformaciones relacionadas con el cambio alótrópico $\gamma = \alpha(\delta)$ a altas temperaturas. Por la línea AB del líquido se separan cristales de solución sólida de carbono en el Hierro α (solución δ).

En las aleaciones con un contenido de hasta 0.1% de C, la cristalización finaliza a temperaturas que corresponden a la línea AH, con la formación de solución sólida δ (α) HJH, es decir, la línea de transformación peritética, que transcurre a temperatura constante ($C = 2 + 1 - 3 = 0$). Como resultado de la transformación peritética que transcurre a temperatura constante se forma solución sólida de carbono en el Hierro γ , es decir, se forma austenita.

Las aleaciones que contienen de 0.1 a 0.15% de C, sufren transformación peritética ($L_2 + \alpha(\delta) \rightarrow \alpha(\delta) + \gamma$) como resultado de la cual se forma una estructura bifásica de solución δ (α) + solución γ (austenita). En la aleación con un contenido de 0.15% de C punto (J), los cristales originales de solución sólida $\alpha(\delta)$ y toda la fase líquida en la transformación peritética se consume totalmente en la forma

ción de austenita $L_0 + \alpha(\delta)_w \rightarrow \gamma_j$ (austenita).

En las aleaciones que contienen de 0.15% hasta 0.5% de C. en la transformación peritética la solución sólida $\alpha(\delta)$ se gasta totalmente mientras que la fase líquida queda en exceso. $L_0 + \alpha(\delta)_w \rightarrow L_3 + \gamma_j$ (austenita). Por eso a temperaturas inferiores a la línea JB la aleación será bifásica: austenita (solución sólida γ) + líquido.

El proceso de cristalización finaliza cuando se alcanzan las temperaturas que corresponden a la línea de sólidos JE. Después de la solidificación estas aleaciones adquieren una estructura monofásica, (austenita).

A temperaturas que corresponden a la línea BC, de la aleación líquida cristalizada la austenita, y a la línea CD, la cementita. En el punto C a 1130°C y una concentración de carbono de 4.3% de la aleación líquida, cristalizan simultáneamente la austenita y la cementita, formando una eutéctica — llamada Ledeburita.

Las aleaciones que contienen de un 0.15 a 0.20% de carbono — cristalizan en el intervalo de temperaturas comprendido entre las líneas BC y JE. Después de la solidificación las — aleaciones adquieren una estructura monofásica (austenita).— En la cristalización de las aleaciones hipoeutecticas que — contienen de un 2.0 a un 4.3% de C al alcanzar las temperaturas correspondientes a la línea de sólidos BC, de la fase — líquida se desprenden primeramente cristales de austenita, y a 1130°C línea EC, las aleaciones solidifican formando eutéctica (ledeburita), por lo tanto las aleaciones hipoeutecticas después de la solidificación y a temperaturas superiores a 723°C tienen una estructura de austenita + ledeburita.

Las aleaciones que contienen hasta 2.0% de C se llaman aceros y con mayor contenido fundiciones.

Los aceros después de la solidificación no contienen una estructura poco plástica del componente ledeburita y a un alto calentamiento tienen una estructura austenítica que posee -- una alta plasticidad. Por esta razón los aceros pueden ser -- deformados fácilmente en caliente.

b).- CRISTALIZACION SECUNDARIA.- La línea GS en el diagrama durante el enfriamiento corresponde a las temperaturas de comienzo de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Por debajo de la línea GS -- en las condiciones de equilibrio se ha aceptado designar por Ar_3 en el caso de enfriamiento y por Ac_3 en el de calenta-- miento (finalización de la solución de la ferrita).

La línea ES muestra la variación de la solubilidad del car-- bono en la austenita con variación de la temperatura, y du-- rante el enfriamiento corresponde a las temperaturas del co-- mienzo de la descomposición de la austenita y la separación-- de ella de la cementita.

La cementita separada de la austenita, a diferencia de la cementita que cristaliza de la fase líquida, se llama cementi-- ta secundaria. Los puntos críticos que forman la línea ES se designan por A_{est} . El punto S a $723^\circ C$ y una concentración de carbono de 0.8%, indica la temperatura mínima de la existen-- cia en equilibrio de austenita durante el enfriamiento.

Cuando se alcanzan los $723^\circ C$ se produce la descomposición de la austenita con la formación de una mezcla eutectoide deno-- minada perlita. El eutectoide perlita se obtiene como resul-- tado de la precipitación simultánea de partículas de ferrita y cementita de la austenita. Así pues, la perlita contiene -- 0.8% de C, se forma de $723^\circ C$ y es una mezcla mecánica de dos fases: Ferrita y Cementita.

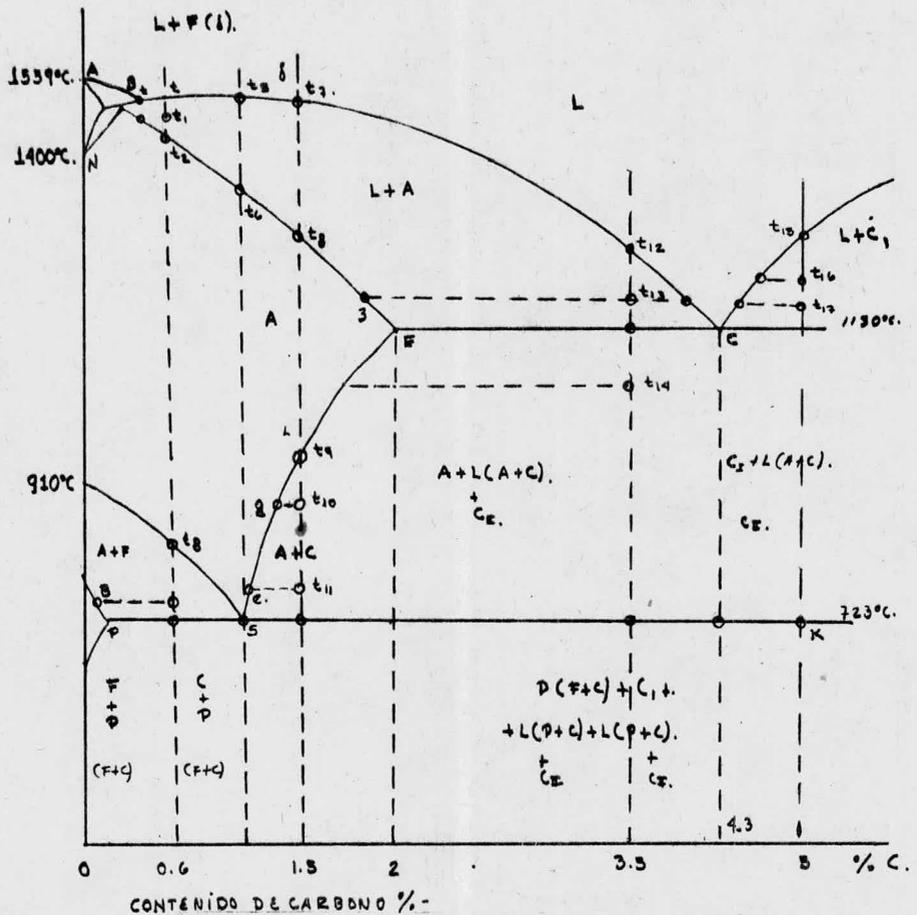
La temperatura de equilibrio de fase ($723^\circ C$, línea PSK, fig. A) y la transformación: Austenita \rightleftharpoons Perlita (Ferrita + Cemen

tita) se designa por Ar_1 (enfriamiento) y Ac_1 (calentamiento).

La línea PQ caracteriza la solubilidad límite del carbono en el hierro α en dependencia de la temperatura y corresponde durante el enfriamiento, al momento en que de la ferrita comienza a separarse la cementita en exceso. Por lo tanto las aleaciones ubicadas a la izq. de Q están compuestas sólo de ferrita. Las aleaciones cuya concentración se encuentra entre los límites de Q a P tienen una estructura bifásica, ferrita y cementita, en exceso, que se separa de la solución sólida al disminuir la temperatura. La cementita formada de la ferrita se llama cementita terciaria. Las aleaciones que contienen una concentración de carbono de 0.025% al 0.8%, punto S, se llaman aceros hipoeutectoides. Estos tienen una estructura ferrítica, separada de la austenita en los campos de temperaturas Ar_3 y Ar_2 , y perlítica, formada de la austenita al alcanzar la temperatura Ar_1 (723°C) línea PS.

El Acero con 0.8% C se llama acero Eutectoide. Este tiene en su estructura solamente el eutectoide que es perlita.

Los aceros que contienen de 0.8 a 2.0% C, se llaman aceros hipereutectoides, éstos tienen una estructura compuesta de cementita secundaria, que se separa de la austenita a temperaturas por debajo de la línea SE (A est.) y de perlita, formada como resultado de la descomposición de la austenita al alcanzar la temperatura eutectoide. Al alcanzar la temperatura que corresponde a la línea PSK (723°C) se transforma en perlita la austenita unida por el carbono hasta una composición eutectoide (0.8% C). De esta manera los hierros colados hipoeutectoides después del enfriamiento total tienen una estructura de perlita, ladeburita (perlita + cementita) y cementita secundaria. El Hierro colado eutectico (4.3% de C) a --



CONTENIDO DE CARBONO %-
 FIG. 10. DIAGRAMA DE ESTADO HIERRO-CEMENTITA.

temperaturas inferiores a los 723°C esta compuesta de ladeburita.

El Hierro colado hipereutectico a temperatura inferior a los 723°C está compuesto de cementita primaria y ladeburita.

Al examinar las transformaciones en el acero hipoeutectoide, que contiene 0.6% de C, se puede observar (fig. B) que al disminuir la temperatura hasta la última línea de líquidos (punto t) de la fase líquida comienzan a precipitarse cristales de austenita y la aleación se hace bifásica (aleación líquida y cristales de austenita). En un sistema de dos componentes, en presencia de dos fases, el grado de libertad del sistema es igual a la unidad ($C=2+1-2=1$). Por lo tanto el proceso de cristalización transcurre a temperatura variable.

La composición de la solución sólida al disminuir la temperatura varia por la línea de sólidos, y la composición de la aleación líquida, por la línea de líquidos. Por ejemplo: a t_1 su equilibrio se encuentra en la austenita de composición -- correspondiente al punto a y la fase líquida de composición correspondiente al punto b.

Al disminuir la temperatura hasta la línea de sólidos (t_1)-- la aleación solidifica formando una solución sólida monofásica (austenita). La austenita generalmente cristaliza en forma de dendritas.

En el intervalo de temperaturas $t_1 - t_2$ ($C=2+1-1=2$) solamente hay austenita.

Al disminuir la temperatura un poco más abajo del punto crítico A_{r3} , línea GS, punto t_3 (t_3) de la austenita se forma ferrita. Por lo tanto, por debajo de A_{r3} , (línea GS), la aleación adquiere un estado bifásico: Austenita y Ferrita -- ($C = 2 + 1 - 2 = 1$).

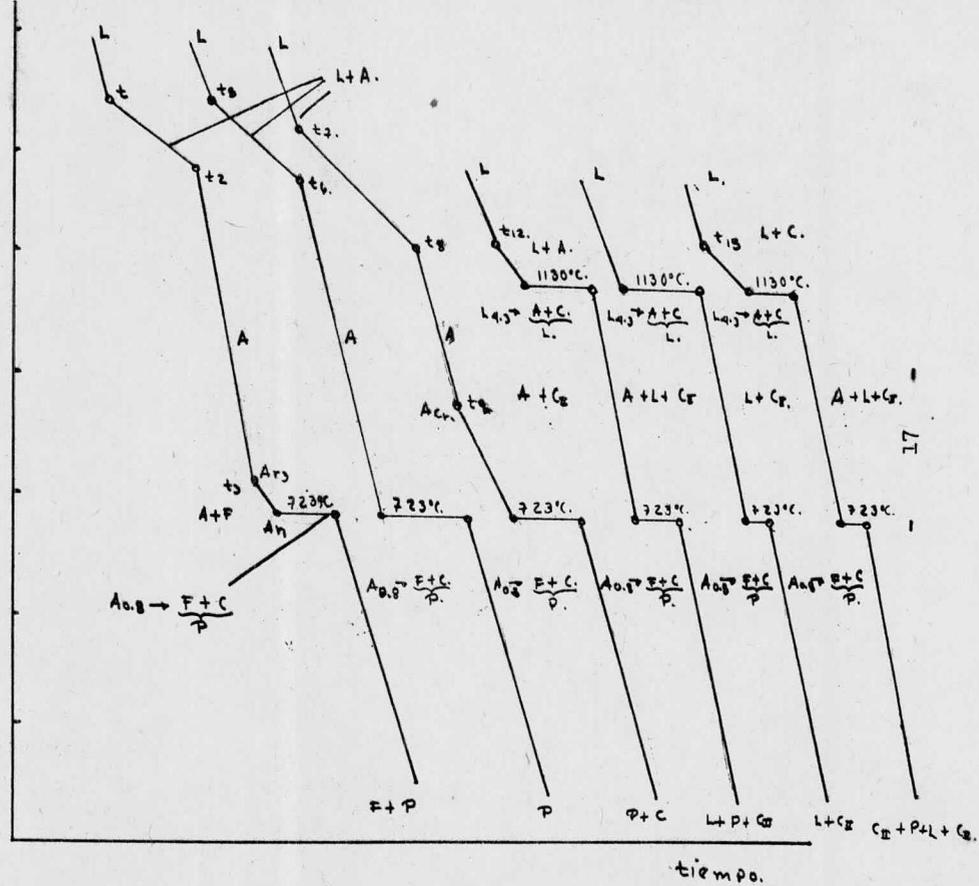
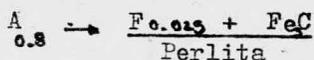


FIG. B. DIAGRAMA DE ESTADO HIERRO-CEMENTITA.

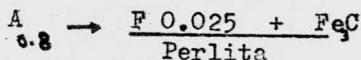
La composición de la austenita al disminuir la temperatura -- varía por la línea GS, y la ferrita por la línea PG, así por ejemplo: a la temperatura t_4 la composición de la ferrita -- queda determinada por el punto B y la de la austenita por el punto d.

Al alcanzar la temperatura de 723°C (A_{r_1}) el contenido de -- carbono en la austenita es de 0.8% (punto S). La austenita, -- que posee una composición eutectoide, se descompone con la -- precipitación simultánea de ferrita y cementita, que forman -- la perlita.



La descomposición eutectoide de la austenita transcurre a -- una temperatura constante de 723°C , puesto que en el caso de existencia de tres fases (ferrita 0.025% C, cementita 6.67% C. y austenita 0.8% C, el sistema es invariante, $C=2+1-3=0$). Transformaciones análogas transcurren en cualquier acero hipoeutectoide. Todos los aceros hipoeutectoides poseen una estructura de ferrita y perlita. El acero eutectoide (0.8% C) -- solidifica totalmente en el intervalo de temperaturas $t_5 - t_6$. Después de la solidificación incluso hasta A_{r_1} (723°C punto S) la aleación es monofásica y está compuesta solamente de -- austenita.

Al alcanzar la temperatura A_{r_1} (PSK 723°C) tiene lugar la descomposición eutectoide de la austenita.



La estructura de la perlita representa láminas delgadas de -- cementita y ferrita que se alteran. Este tipo de perlita se llama laminar.

En algunos casos la cementita puede precipitarse en forma de granos, la perlita formada en estos casos se llama perlita granular.

Ahora viendo las transformaciones del acero hipoeutectoide.- El acero con 1.5% de C comienza a solidificar a la temperatura t_1 . En la curva de enfriamiento a esta temperatura se observa un cambio brusco, provocado por la separación de los cristales de austenita del líquido ($C=2+1-2=1$). A la temperatura t_2 , la aleación solidifica, y hasta la temperatura t_3 (punto crítico Aest.) está formada solamente por cristales de austenita.

Al alcanzar el punto Aest. (t_3), la austenita resulta saturada con carbono y al disminuir ulteriormente la temperatura se descompone con la separación de cementita secundaria. Por eso a una temperatura inferior a Aest. (es decir bajo la línea SE) la aleación se hace bifásica (austenita + cementita secundaria).

A medida que se segrega cementita la concentración de carbono en la austenita disminuye (línea SE). Así por ejemplo a la temperatura t_4 , la composición de la austenita se determina por el punto g, y a t_5 , por el punto e.

Al disminuir la temperatura hasta A_{r1} (723°C) la austenita que contiene 0.8% C (punto S) se descompone formando perlita.

Estas mismas transformaciones las sufren todos los aceros hipoeutectoides, después del enfriamiento éstos están compuestos de perlita y cementita secundaria, que se precipita en forma de red por los bordes del grano de austenita en forma de agujas.

c).- INFLUENCIA DEL CARBONO EN LAS PROPIEDADES DEL ACERO.

La estructura del acero después de un enfriamiento lento es-

té compuesto de ferrita y cementita. La cantidad de cementita aumenta en el acero en forma directamente proporcional al contenido de carbono. En dependencia del contenido de carbono en el acero se forma diferente cantidad de cementita.

CARBONO %	0.38	0.7	2.0
CEMENTITA %	5.0	10.0	30.0

La dureza de la cementita (1000 H B) es mucho mayor que la de la ferrita (50 - 80 H B).

Las partículas duras y frágiles de cementita, que deforman la red cristalina de la ferrita, dificultan el movimiento de las dislocaciones y disminuyen la plasticidad y la viscosidad. Como consecuencia de ésta, con el aumento del contenido de carbono en el acero, aumenta la dureza (H B), el límite de rotura (σ_r) y el límite de fluencia (σ_f), y disminuyen el alargamiento relativo (δ), la estricción relativa (ψ) y la resiliencia (a_c).

Con un contenido en el acero además de 0.3% C, la dureza aumenta, y el límite de rotura disminuye. Esto se explica porque por los bordes del grano antiguo de austenita se separa cementita secundaria, que forma un esqueleto continuo, al haber en el acero un contenido de carbono superior al 1.2 - 1.3%.

En los ensayos de alargamiento la carga es experimentada en primer lugar por el esqueleto. La cementita que es frágil, se destruye, lo que conduce a la destrucción prematura de la probeta y a una disminución del límite de rotura. **Dis. C. 13.**

El carbono aumenta el umbral de fragilidad en frío, 0.1% de cementita aumenta el umbral de fragilidad en frío en 20°C.

Con el aumento del contenido de carbono en el acero, aumenta la resistencia eléctrica y la fuerza coercitiva y disminuye la conductibilidad térmica, la inducción remanente y la per-

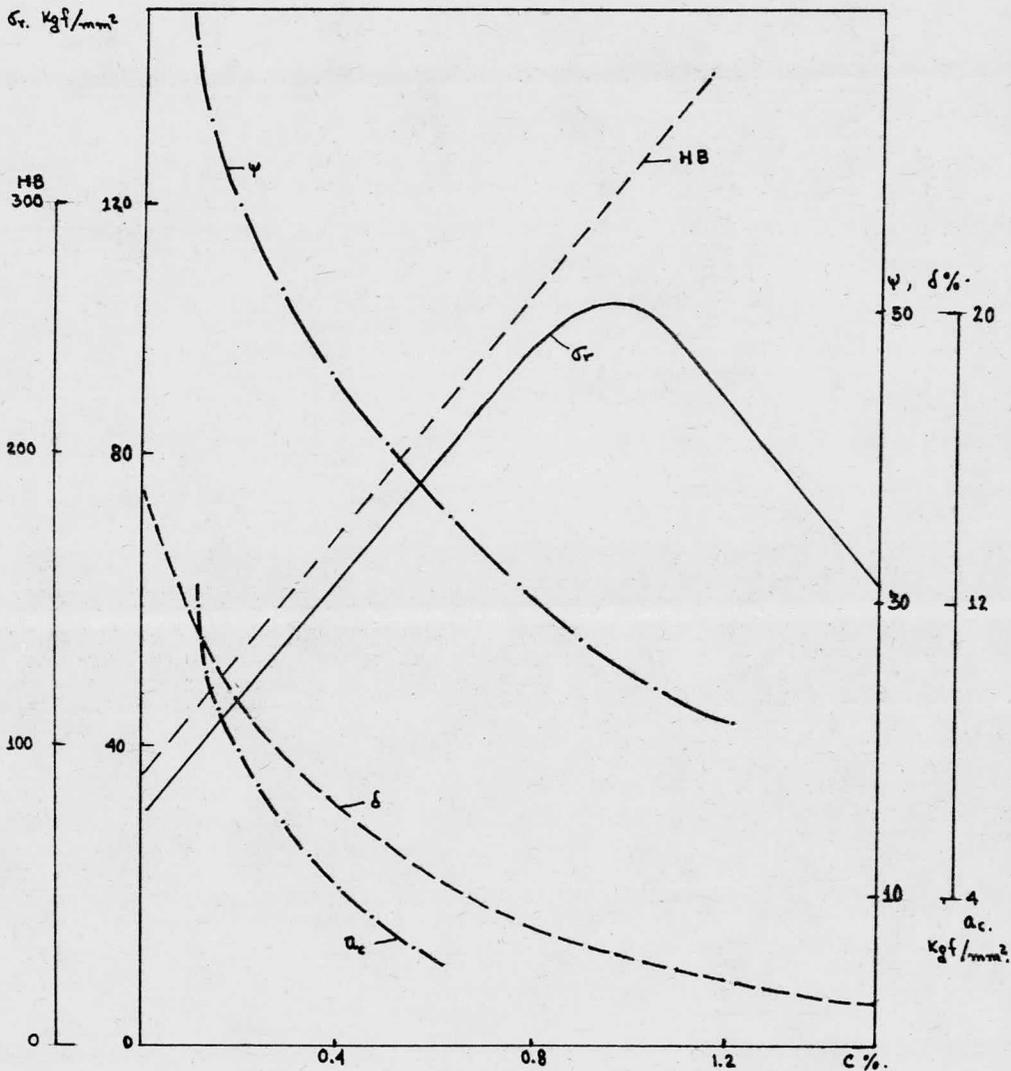


FIG.C. INFLUENCIA QUE EJERCE EL CARBONO EN LAS PROP. MECANICAS DEL ACERO RECOCIDO.

meabilidad magnética.

INFLUENCIA DE LAS IMPUREZAS PERMANENTES EN LAS PROPIEDADES DEL ACERO.— Todos los aceros son aleaciones que están formados por muchos componentes que contienen una serie de impurezas inevitables (Mn, Si, S, P, O, N, H y otros) que pueden influir en sus propiedades. La presencia de impurezas se explica por la dificultad de su extracción durante la fusión — (P, S) o porque pasan al acero durante el proceso de su desoxidación (Mn, Si) o de la carga (chatarra) (Cr, Ni y otros).

d).— INFLUENCIA DEL SILICIO Y MANGANESO.— El contenido de silicio en el acero al carbono en calidad de impureza generalmente no supera el 0.35, 0.4% y el de manganeso un 0.5 - 0.8 por ciento. El silicio y el manganeso pasan al acero en el proceso de su desoxidación durante la fusión. El silicio y el manganeso, desoxidan el acero, extraen de él el óxido ferroso FeO , que influye negativamente en las propiedades del acero.

El silicio, al mismo tiempo, aumenta considerablemente el límite de fluencia σ_f . Esto disminuye la capacidad del acero al estirado y sobre todo, de recalcado en frío. Por eso en los aceros para el estampado y el recalcado en frío, el contenido de silicio debe ser disminuido.

e).— INFLUENCIA DEL AZUFRE.— El azufre es una impureza nociva en el acero y el hierro colado. Con el hierro, el azufre forma una combinación química FeS (fase β) que prácticamente no se disuelve en el hierro.

A su vez el FeS forma con el hierro una eutéctica fusible — con una temperatura de fusión de $988^\circ C$ (fig. F). Esta eutéctica se forma incluso cuando el contenido de azufre es insignificante. Cristalizando del líquido, al finalizar la solidi

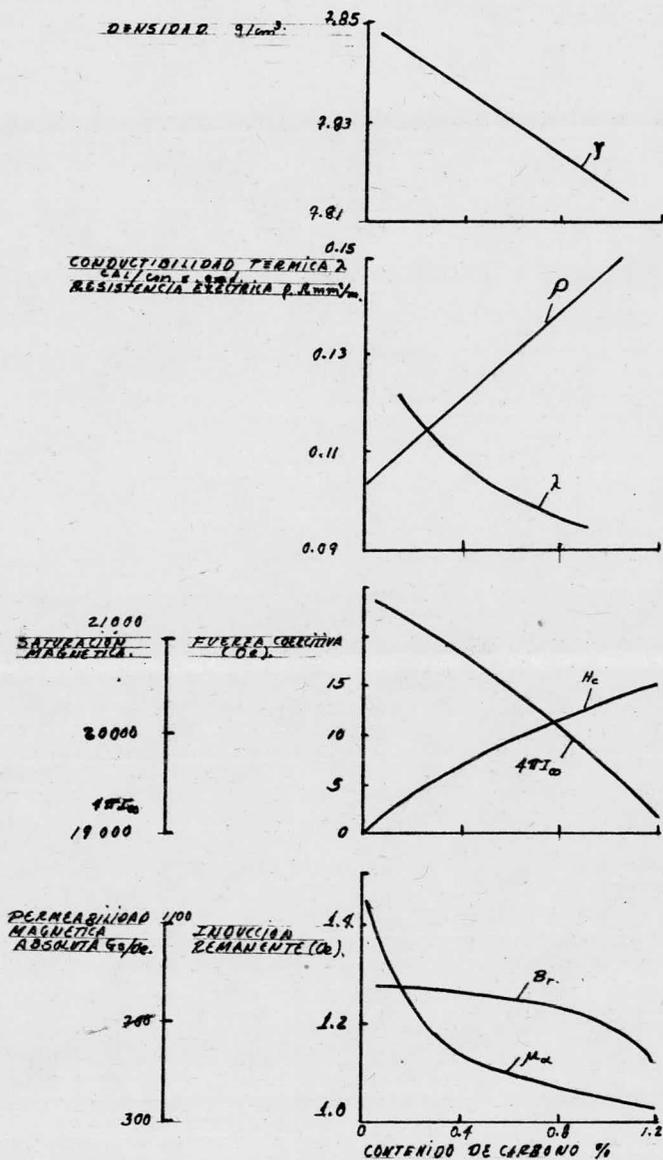


FIG. D INFLUENCIA DEL CARBONO EN LAS PROPIEDADES FISICAS DEL ACERO.

ficación, la eutectica generalmente se dispone por los bordes del grano.

Al calentar el acero hasta la temperatura de laminación o de forjado (1000 - 1200° C) la eutectica se funde, como consecuencia de lo cual, durante la deformación del acero, se forman desgarros y grietas, fragilidad al rojo.

La presencia de manganeso en el acero, que posee mayor afinidad sulfúrica que el hierro, y que forman con el azufre una combinación poco fusible MnS, prácticamente excluye el fenómeno de fragilidad al rojo. En el acero solidificado, las partículas de MnS se dislocan en forma de inclusiones separadas. En el acero deformado estas inclusiones están alargadas en dirección del laminado.

Las inclusiones de azufre disminuyen las propiedades mecánicas, sobre todo la ductilidad y plasticidad (en dirección transversal con respecto a la dirección de estirado durante el laminado y forjado), así como el límite de fatiga. Además estas inclusiones empeoran la soldabilidad y la resistencia a la corrosión. Por eso el contenido de azufre en el acero está estrictamente limitado. En dependencia de la calidad del acero, el contenido de azufre no debe ser superior a 0.02 - 0.06%.

f).- INFLUENCIA DEL FOSFORO.- El fósforo se disuelve en el hierro α y γ , y su contenido si es mayor se forma el fósforo Fe_3P (15.62% P).

Disolviéndose en la ferrita, el fósforo deforma la red cristalina y aumenta los límites de rotura y fluencia, pero disminuye fuertemente la plasticidad y viscosidad. La disminución de la viscosidad es tanto más significativa cuanto más carbono hay en el acero. El fósforo aumenta el umbral de fra

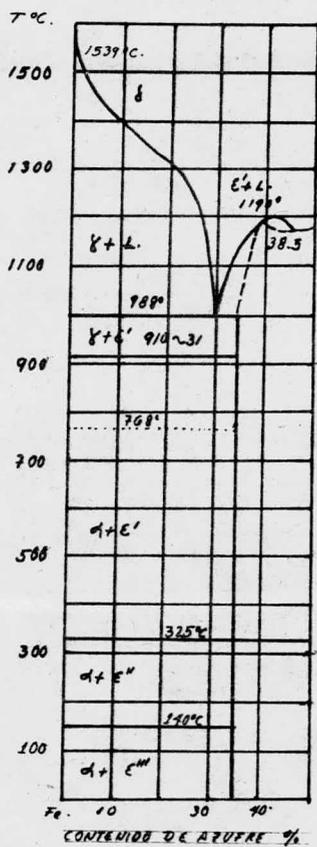


FIG. E DIAGRAMA DE ESTADO Fe-S (E' , E'' , E''' SON DISTINTAS MODIFICACIONES DE FeS).

gilidad en frío del acero, La influencia nociva del fósforo aumenta más aun por el hecho de que tiene una gran tendencia a la licuación. A consecuencia de ésto en las capas medias - del lingote, hay zonas que se enriquecen con fósforo y poseen una viscosidad bruscamente reducida.

En la mayoría de los aceros el fósforo es una impureza nociva y su contenido en dependencia de la calidad del acero no debe ser superior al 0.025 - 0.08%.

g).- INFLUENCIA DEL NITROGENO, OXIGENO E HIDROGENO.- Estos elementos están presentes en el acero en forma de inclusiones no metálicas frágiles (por ejemplo oxidos FeO , SiO_2 , Al_2O_3 — nitruros Fe_4N y otros) en solución sólida o en estado libre; ubicados en las zonas defectuosas del metal (grietas, rechupes) las inclusiones no metálicas siendo concentradores de tensiones, pueden disminuir considerablemente el límite de fatiga y la resiliencia.

3.- FASES FORMADAS POR LOS ELEMENTOS DE ALEACION EN LAS ALEACIONES FERROSAS.

Para la aleación del acero se emplean fundamentalmente elementos que están ubicados cerca del hierro en el sistema periódico y, por ésta razón solubles en él. Comunmente como elementos de aleación se usan el cromo, níquel, tungsteno, molibdeno, vanadio, titanio, aluminio, cobre, boro y raramente circonio, niobio y plomo.

El silicio en una cantidad superior a un 0.4 - 0.5% y el manganeso si el contenido de éste es superior al 1.0%, también pertenecen a la categoría de elementos de aleación.

En dependencia del elemento con el cual se ha aleado el acero, éste recibe el nombre de Acero al Cromo, al Níquel, al -

Manganeso, etc. Comumente, el acero se alea no sólo con un elemento, sino que con dos o tres. Por ejemplo, con cromo y níquel (acero al cromo-níquel), con cromo y manganeso (acero al cromo-manganeso), o con cromo, níquel y tungsteno (acero al cromo, níquel-tungsteno). Durante la fusión del hierro — con los elementos de aleación (sin la presencia de carbono), se forman las siguientes fases:

- 1.- Ferrita aleada, solución sólida del elemento de aleación en el hierro α .
- 2.- Austenita aleada, solución sólida del elemento de aleación en el hierro γ .
- 3.- Compuestos intermetálicos, que pueden formar los elementos de aleación con el hierro, si el contenido de estos es grande.

Todos éstos elementos excepto el carbono, nitrógeno y posiblemente el boro, forman con el hierro soluciones sólidas de sustitución.

a).- INFLUENCIAS DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION DE LAS TRANSFORMACIONES ALATROPICAS DEL HIERRO.- Al disolverse en el hierro, los elementos de aleación, influyen fuertemente en la posición de los puntos A_3 y A_4 que determinan la zona de temperatura de existencia del hierro α y γ .

Los elementos de aleación por la influencia en las formas alotrópicas del hierro pueden ser divididos en dos grupos: - A los elementos del primer grupo se refieren el níquel y el manganeso, ellos bajan el punto A_3 y suben el punto A_4 . Como resultado de esto, en el diagrama de estado del hierro — elemento de aleación, se observa un ensanchamiento de la fase γ y un estrechamiento de la fase α . Como se puede observar de la figura G, bajo la influencia de los elementos de -

aleación, el punto A_4 sube hasta alcanzar la línea de solidus y el punto A_3 a una determinada concentración de elementos de aleación desciende hasta la temperatura ambiente. Por lo tanto, las aleaciones que tienen una concentración del elemento de aleación superior a la indicada por el punto X, no sufren transformaciones de fase durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente, y a todas las temperaturas, son una solución sólida del elemento de aleación en el hierro γ , éste tipo de aleaciones se llaman austeníticas.

Las aleaciones que experimentan parcialmente una transformación $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ se llaman semiausteníticas. En la figura siguiente (H) se dan los diagramas de estado de las aleaciones Fe-Ni y Fe-Mn, que ilustran los cambios descritos bajo la influencia de los elementos de aleación. A los elementos de este grupo se refieren también el antimonio, cobre zinc, carbono y nitrógeno. Sin embargo, si el contenido de estos en la aleación no es muy grande, ellos amplían la zona de existencia de la fase γ , pero a causa de su limitada solubilidad en el hierro, el cobre, carbono, nitrógeno y otros elementos si su contenido es mayor, al principio reducen la zona monofásica γ y posteriormente la eliminan por completo.

Los elementos del segundo grupo (Cr, W, Mo, V, Al, Si, y otros) bajan el punto A_4 y suben el punto A_3 . Esto conduce a que, a cierta concentración de los elementos de aleación, los puntos críticos coinciden y la zona de la fase γ se cierra por completo.

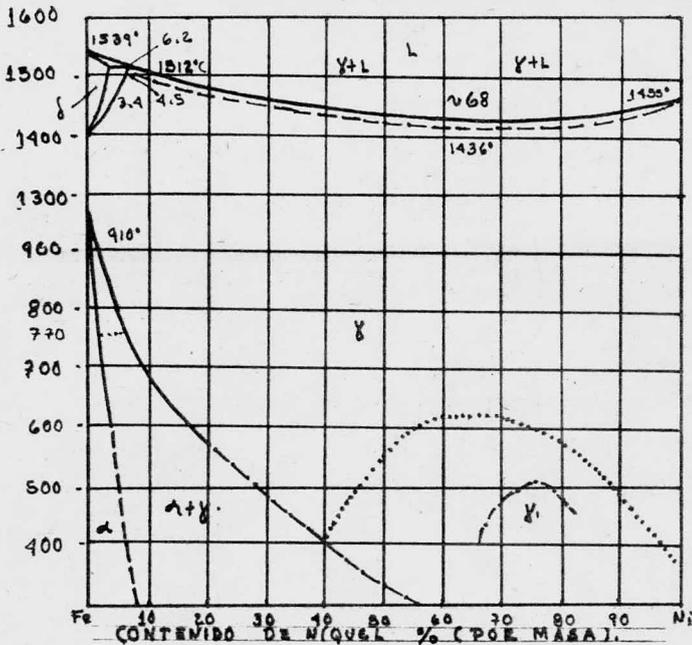
Si el contenido de elementos de aleación es mayor que el indicado por el punto Y, las aleaciones a todas las temperaturas, están compuestas de una solución del elemento de aleación en el hierro α . Estas aleaciones se llaman ferríticas.

Las aleaciones que poseen sólo una transformación parcial α/γ se llaman ferríticas. A este grupo pertenecen también el boro, circonio y el niobio. Los elementos indicados incluso si su contenido es comparativamente pequeño, reducen la zona de la fase γ , no obstante, como consecuencia de su débil solubilidad en el hierro, antes de cerrarse totalmente la zona de la fase γ , se forman aleaciones bifásicas.

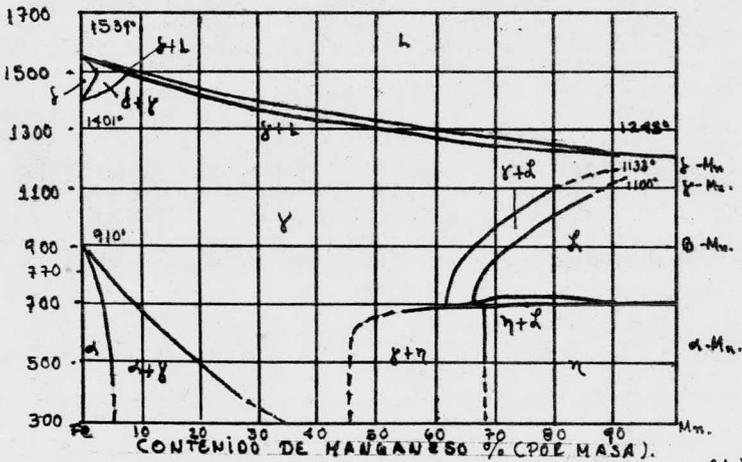
El fundamento de los aceros modernos de aleación compleja no son los binarios, sino los ternarios, cuaternarios y soluciones sólidas más complejas de distintos elementos de aleación en el hierro α y γ .

c).- PROPIEDADES DE LA FERRITA Y LA AUSTENITA ALEADOS.- Las propiedades de la ferrita y la austenita aleados varían a medida que aumenta en ellas el contenido de elementos de aleación. Todos los elementos de aleación, sobre todo el manganeso, silicio y el níquel aumentan la dureza y el límite de rotura de la ferrita.

En estado de equilibrio la ferrita se endurece tanto más fuertemente cuando mayor es la deformación que sufre la red del hierro α , a causa del elemento de aleación disuelta en la ferrita. Al alear la ferrita con el manganeso y el silicio en una cantidad de un 4-5 %, la dureza aumenta más de dos veces. El aumento de la resistencia de la ferrita no va acompañado de una disminución notoria del alargamiento relativo y de la contracción del área. Solamente introduciendo una cantidad de 2.0% o superior de silicio y al 3-4% de Mn disminuye fuertemente la plasticidad. Sin embargo, los elementos de aleación, cuando el contenido de éstos es más de un 0.5 - 1.0% disminuye la resiliencia, a excepción del níquel, que aumenta la resiliencia de la ferrita α , y disminuye fuertemente el límite de fragilidad en frío, esto expli

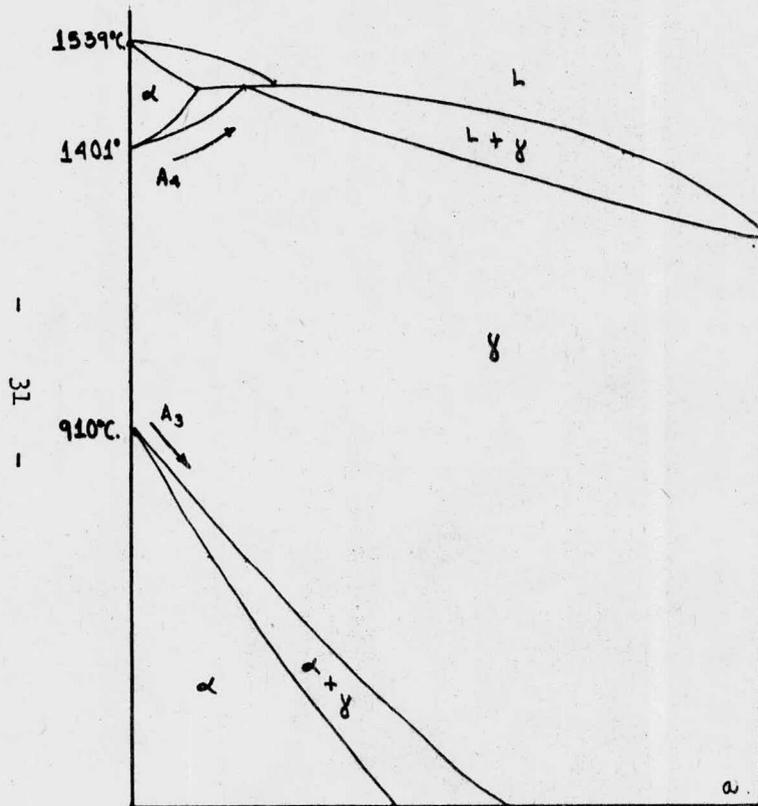


(a).

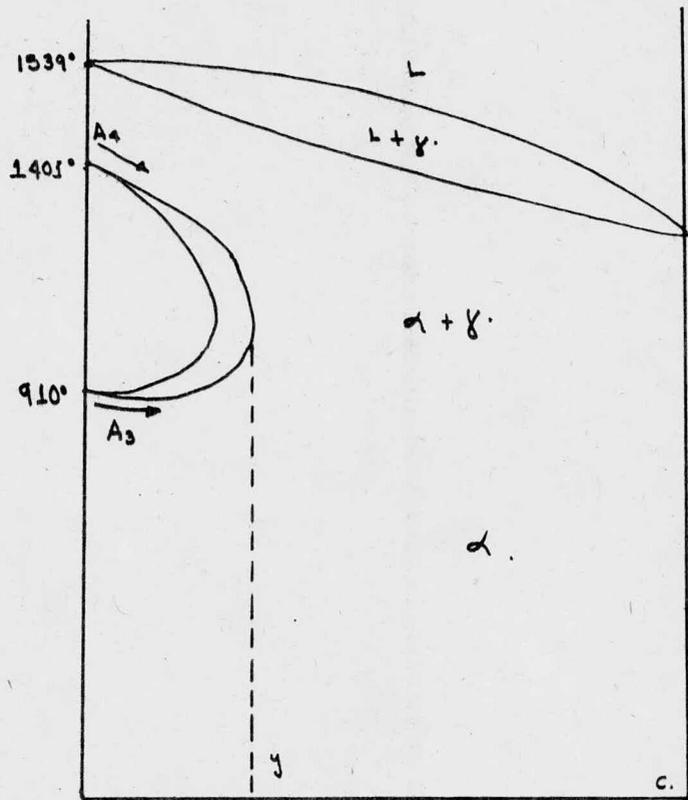


(b)

DIAGRAMAS DE ESTADO Fe-Ni (a) Y Fe-Mn (b).



CONTENIDO DE ELEMENTO DE ALEACION % (Mn, Ni, Pt).



CONTENIDO DE ELEMENTO DE ALEACION % (Si, Al, P, Be, Cr, W, Mo, Sb, V, Ti).

FIG. G.

ca la alta viscosidad de los aceros que contienen níquel. Los elementos de aleación, al disolverse en el hierro γ , aumentan la resistencia de la austenita a la temperatura ambiente y a altas temperaturas, y ejercen gran influencia en las propiedades físico - químicas de la misma.

Para la austenita son características un bajo límite de fluencia, siendo relativamente alto el límite de rotura.

La austenita es paramagnética, posee una alta resistencia -- eléctrica y un alto coeficiente de dilatación térmica.

En comparación con la ferrita, la austenita se somete con -- más dificultad al corte y al tratamiento por presión y se -- suelda peor. La austenita se carga fácilmente.

b).- FASE DE CARBURO EN LOS ACEROS ALEADOS.- Con relación al carbono, los elementos de aleación se deben dividir en tres grupos:

1.- Elementos de grafitación, entre los cuales se encuentran el silicio, níquel, cobre y aluminio. Estos elementos favorecen la descomposición de la cementita formando grafito y hierro. En todos los casos se encuentran en solución sólida.

2.- Elementos neutrales, entre los cuales está el cobalto. - El cobalto en el acero no forma carburos y no produce grafitación. Cuando se introduce en el acero se encuentra en solución sólida.

3.- Elementos que forman carburos, que según el grado creciente de afinidad al carbono y la estabilidad de las fases de carburo, se disponen en el orden siguiente:



Si es pequeño el contenido de los elementos que forman carburos (Mn, Cr, W, Mo) se disuelven en la cementita, sustituyendo en ellas a los átomos de hierro. La composición de la

austenita en éste caso se expresa por la fórmula (Fe, Me_3) - donde Me es el elemento de aleación, al disolverse el cromo se forma el carburo $(Fe, Cr_3 C)$, al disolverse el manganeso se forma $(Fe, Mn) 3 C$.

La solubilidad del elemento de aleación en la cementita es - tanto mayor, cuanto más cerca esté ubicado del hierro en el sistema periódico de elementos.

El manganeso puede substituir en la red de la cementita a - todos los átomos de hierro $(Fe_3 C \rightarrow Mn_3 C)$ de cromo hasta el 25%.

Los elementos más fuertes que forma carburos (titanio, nio- bio, circonio) prácticamente no se disuelven en la cementita y forman carburos especiales TiC, NbC, ZrC, VC y otros. La - cementita, en la que una parte de los átomos de hierro está- substituida por los átomos del elemento de aleación, se lla- ma cementita aleada. Si el contenido de cromo, tungsteno y mo- libdeno es elevado en dependencia del carbono, en el acero - se pueden formar carburos especiales.

a).- CLASES ESTRUCTURALES DE LOS ACEROS ALEADOS.- (EN CONDI- CIONES DE EQUILIBRIO).- Los aceros aleados según su estructu- ra se pueden clasificar en las siguientes clases: 1) Aceros hi- poeutectoides, que contienen en su estructura ferrita aleada excesiva; 2) Aceros eutectoides; 3) Aceros hipereutectoides, que contienen carburos excesivos (secundarios), separados du- rante el enfriamiento de la austenita. Los aceros hipoeutec- toides, eutectoides, e hipereutectoides, frecuentemente se - agrupan en una sola clase: Perlítica; 4) Aceros ledeburíti- cos (carbúricos), que poseen en su estructura carburos prima- rios forman eutéctica, tipo ladeburita. Como se puede obser- var en la fig. (21), bajo la influencia de los elementos de -

aleación los puntos S (0.8% C) del diagrama de estado Fe--C y E (2.0% C) se desplazan a la izquierda. Por eso el linde entre los aceros hipoeutectoides, hipereutectoides y ledeburíticos está desplazado hacia la zona de menor contenido de carbono.

Así, por ejemplo, si el acero contiene un 5.0% de Cr, la concentración de carbono en el eutectoide (punto S) disminuye hasta el 0.5%, y la solubilidad límite del carbono en la austenita (punto E), hasta un 1.3%. Para un 10% de Cr el punto S corresponde a un 0.2- 0.3% de C y el punto E al 1.0% de C. Si el contenido de carbono es pequeño y la cantidad de elemento de aleación, que limita la zona de existencia de la austenita (Cr, W, Mo, V, Si y otros) es grande, se forma un acero que pertenece a la clase ferrítica. La estructura de este acero, a todas las temperaturas, está compuesta de ferrita aleada y cierta cantidad de carburos. Si la cantidad de elemento de aleación en el acero, que ensancha la zona de fase γ (Ni, Mn) es grande, en el diagrama estructural se puede observar la zona de aceros austeníticos que no experimenta la transformación $\alpha \rightleftharpoons \gamma$. Los aceros que pertenecen a esta clase tienen estructura austenítica.

Cuando la cantidad de elementos de aleación es grande, surgen también aceros semiferríticos y semiausteníticos. En estos aceros, la transformación $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ transcurre sólo parcialmente. Así pues, basándose en el equilibrio de fase, el acero aleado se divide en las clases: Perlítico, Austenítico, Ferrítico, Semiaustenítico y Ledeburítico (Carbúrico).

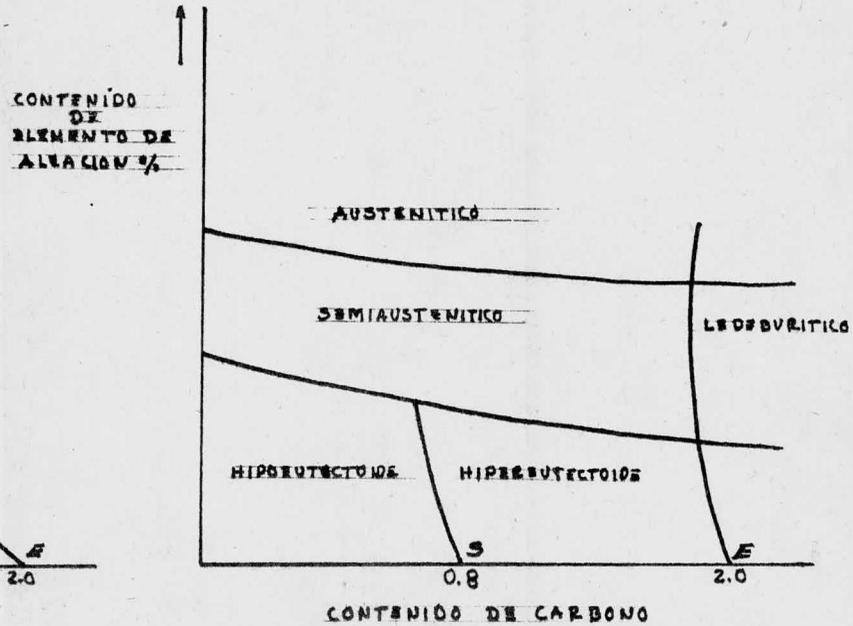
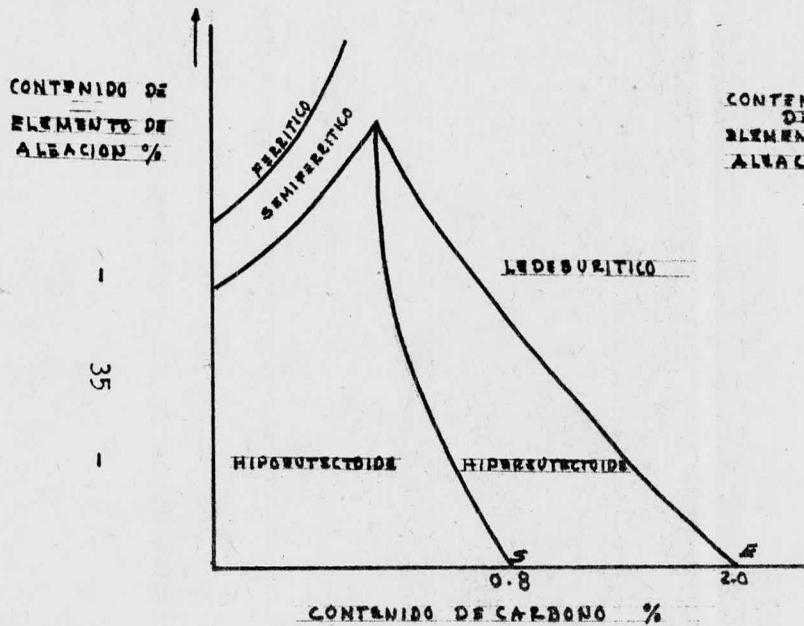


FIG. J DIAGRAMAS ESTRUCTURALES DE LOS ACEROS.

C A P I T U L O I I I

- I.- TRANSFORMACIONES DE FASE EN LAS ALEACIONES FERROSAS (TEORIA DEL TRATAMIENTO TERMICO DEL ACERO).
 - 1.- TRANSFORMACIONES EN EL ACERO DURANTE EL CALENTAMIENTO.
 - 2.- CRECIMIENTO DEL GRANO DE AUSTENITA DURANTE EL CALENTAMIENTO.
 - a).- Sobre-calentamiento y requemado.
 - b).- Influencia del tamaño del grano en las propiedades del acero.
 - c).- Revelación y determinación del tamaño del grano.
 - 3.- DESINTEGRACION DE LA AUSTENITA SOBRE-ENFRIADA.
 - a).- Transformación Perlítica.
 - b).- Transformación Intermedia.
 - c).- Propiedades mecánicas de la bainita (Troostita Acicular).
 - d).- Transformación Isotérmica de la austenita de los aceros Hipoeutectoide e Hipereutectoide.
 - e).- Transformación Isotérmica de la austenita en los aceros aleados.
 - 4.- TRANSFORMACION MARTENSITICA EN EL ACERO.
 - a).- Transformación Martensítica.
 - b).- Austenita Residual.
 - c).- Propiedades de la Martensita.
 - 5.- TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA DURANTE EL ENFRIAMIENTO ININTERRUMPIDO.
 - 6.- TRANSFORMACION DE LA MARTENSITA Y AUSTENITA RESIDUAL DURANTE EL CALENTAMIENTO.
 - a).- Descomposición de la Martensita.
 - b).- Transformación de la Austenita Residual.

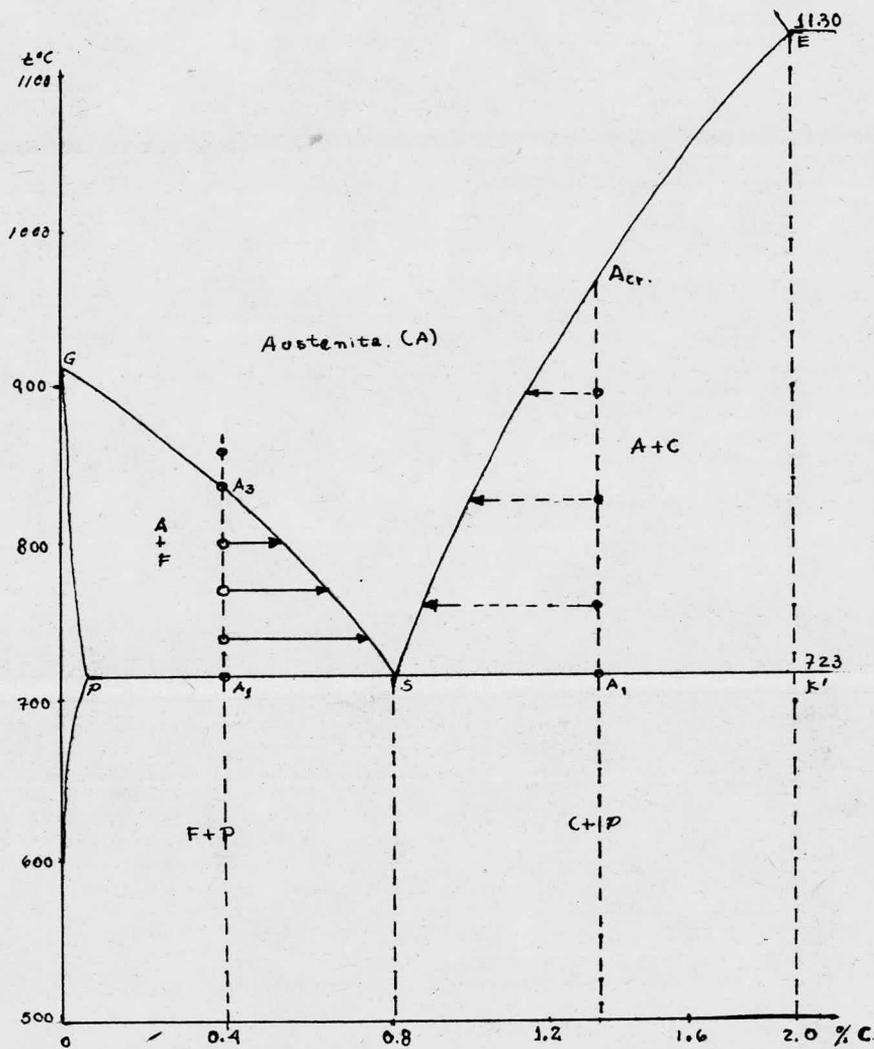
- c).- Eliminación de las Tensiones Internas y Transformación de Carburos.
- d).- Coagulación de los Carburos.
- e).- Influencia del Revenido en las Propiedades - Mecánicas.
- f).- Frágilidad de los Aceros Aleados durante el-revenido.

I.- TRANSFORMACIONES DE FASE EN LAS ALEACIONES FERROSAS (TEORÍA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DEL ACERO).

1.- TRANSFORMACIONES EN EL ACERO DURANTE EL CALENTAMIENTO.

Una idea general sobre las transformaciones que transcurren en el acero durante el calentamiento, se pueden obtener del diagrama de estado de $Fe - Fe_3C$, cuya zona se muestra en la figura siguiente. (Fig. K).

Durante el calentamiento del acero eutectoide (0.8% C) $723^{\circ}C$, la perlita se transforma en austenita. Al calentar el acero hipoeutectoide, por ejemplo, con un contenido de 0.5% de C, por encima del punto A_1 , después de la transformación de la perlita en austenita, se forma una estructura bifásica: Austenita con un contenido de 0.8% de C y Ferrita. Si se continúa calentando, en el intervalo de temperaturas $A_1 - A_2$, la Ferrita poco a poco se disuelve en la Austenita; el contenido de carbono en la austenita disminuye en correspondencia con la línea GS. A la temperatura A_2 , la Ferrita desaparece, y la concentración de carbono en la austenita corresponde al contenido de éste en el acero (0.5%). Análogamente -- transcurre la transformación en el acero hipereutectoide, por ejemplo, con un contenido de 1.4% de C. A una temperatura superior a A_1 ($723^{\circ}C$) la perlita se transforma en austenita, que contiene 0.8% de C. En el intervalo de temperaturas $A_1 - A_{est}$. tiene lugar la disolución de la cementita excesiva en la austenita. Por encima de la temperatura A_{est} . habrá solamente austenita, cuyo contenido de carbono corresponde al contenido de éste en el acero. El diagrama de estado de $Fe - C$ da una idea solo de las transformaciones que a velocidades normales de calentamiento las transformaciones transcurren en las condiciones de un calentamiento lento.



Zona del diagrama de estado Fe-Fe₃C
 FIG. K.



A velocidades normales de calentamiento las transformaciones transcurren a temperaturas más altas.

La transformación de la perlita en austenita es un proceso de cristalización. Este proceso transcurre como resultado de la formación de núcleos cristalinos de austenita y su ulterior crecimiento.

La composición de la austenita se diferencia considerablemente de la composición de la ferrita y cementita, de las cuales ella se forma. Por eso, ésta transformación tiene carácter de difusión y va acompañada del desplazamiento de los átomos de carbono a distancias considerables.

El núcleo cristalino de austenita surge en las zonas de separación de los cristales de ferrita y cementita, donde con más probabilidades se forman zonas que contienen 0.8% de C. Con aumento del grado de recalentamiento con respecto al punto A_1 disminuye el tamaño del núcleo crítico de austenita pero aumenta la velocidad de su surgimiento y la velocidad lineal de crecimiento de los núcleos cristalinos.

La elevación de la temperatura de 740 a 800°C conduce a un aumento de la velocidad de surgimiento de núcleos cristalinos de austenita 280 veces y la velocidad de su crecimiento, 32 veces.

La cantidad de núcleos cristalinos que surgen a determinada temperatura, es tanto mayor cuanto más dispersas estén las partículas de cementita en la perlita.

La formación de austenita transcurre a máxima velocidad si el acero tenía una estructura perlítica de delgadas láminas. Si la perlita tiene una forma laminar gruesa, la velocidad de transformación disminuye y finalmente la velocidad de formación de austenita es mínima cuando la cementita tiene

forma granular. Esto se explica por el hecho de que con el aumento de la dispersidad de los carburos crece la superficie de su separación con la ferrita y, por lo tanto, aumenta la velocidad de surgimiento de los núcleos cristalinos de austenita y su crecimiento.

Para describir el proceso de transición de la mezcla ferrita cementita en austenita comunmente se emplean los diagramas de formación isotermica de austenita, que dan una idea sobre el curso del proceso de transformación a diferentes temperaturas. Para construir éste diagrama, las probetas del acero a investigar se calentaban rápidamente hasta la temperatura preestablecida, superior a A_1 , y se mantenían cierto tiempo a esta temperatura. En el proceso de duración isotermica del calentamiento se fijaban el comienzo y el final de la transformación de la perlita en austenita. Si los puntos obtenidos experimentalmente son llevados a la gráfica con las coordenadas, temperatura, tiempo y se usan con curvas suaves, se obtiene un diagrama en que se dan también los esquemas de las microestructuras que muestran las etapas sucesivas de la formación de granos de austenita en el grano de perlita para la temperatura. (Fig. "L").

La transformación de perlita en austenita está formada por las siguientes etapas:

- 1).- Ausencia (a la izquierda de la línea del comienzo de la formación de austenita) de transformación durante cierto lapso de tiempo (período de incubación).
- 2).- Formación de núcleos cristalinos de austenita en la zona de separación de la ferrita y cementita.
- 3).- Crecimiento de los núcleos cristalinos de austenita (a cuenta de la disolución de la ferrita y cementita y el sur-

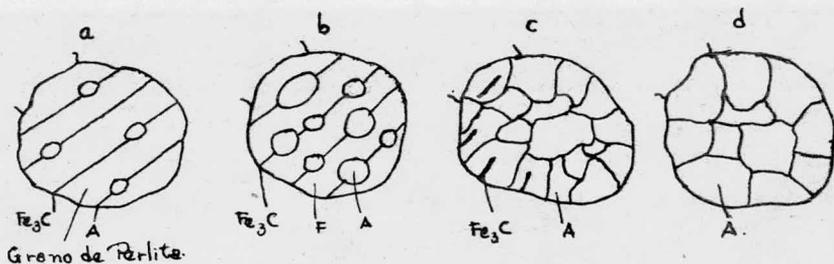
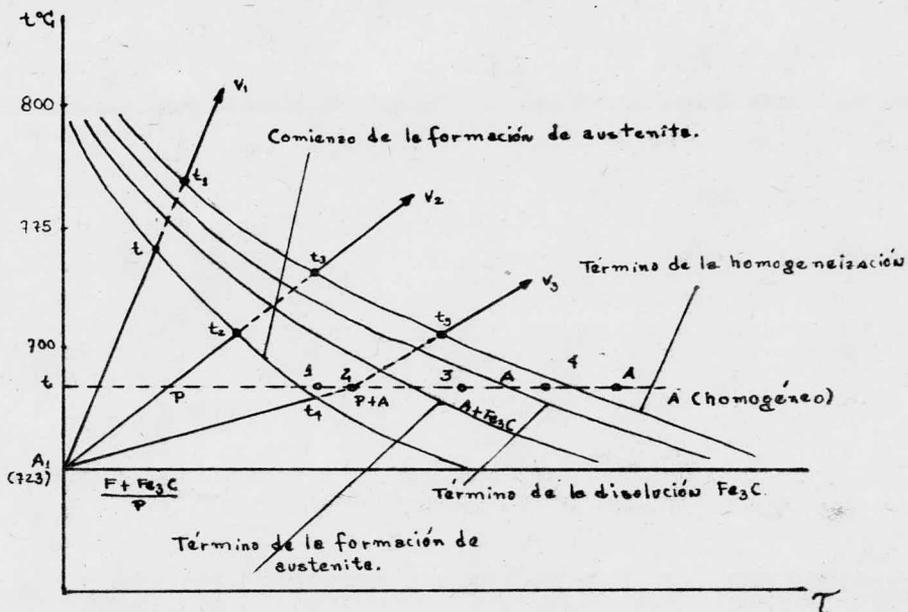


Fig. M.1. Esquema de transformación de la perlita en austenita en las condiciones isotérmicas durante un calentamiento continuo.

gimiento de nuevos granos finos). El crecimiento del grano de austenita a cuenta de la ferrita siempre es mayor que a cuenta de la cementita. Por eso, después de la transformación de la ferrita en austenita, se conserva todavía cierta cantidad de cementita.

4).- Disolución de la cementita y formación de la estructura monofásica austenítica. La austenita en éste caso no es homogénea en cuanto al contenido de carbono.

En las zonas contiguas a las partículas de cementita y, después de la disolución, en las zonas donde estaban ubicadas anteriormente, la concentración de carbono en la austenita es mayor que en aquellas zonas donde había ferrita, por eso, es necesario un tiempo suplementario para que se equilibre, por difusión, la concentración de carbono en todo el volumen de los cristales de austenita.

En el caso de un calentamiento ininterrumpido con distintas velocidades (V_1, V_2, V_3 .) la transformación de la perlita en austenita transcurre a una temperatura no constante, sino que en cierto intervalo de temperaturas ($t - t_1; t_2 - t_3; \dots t_4 - t_5$). Mientras mayor es la velocidad de calentamiento, más alta es la temperatura a la cual transcurre la transformación de la mezcla ferrita - cementita (perlita) en austenita. Al calentar el acero aleado la mezcla ferrita - carburose transforma en austenita más lentamente, cosa que se explica por la dificultad con que se disuelven los carburos aleados en la austenita y por la desaceleración de los procesos de difusión.

2.- CRECIMIENTO DEL GRANO DE AUSTENITA DURANTE EL CALENTAMIENTO.

Crecimiento del grano.- El grano de austenita se forma al fi

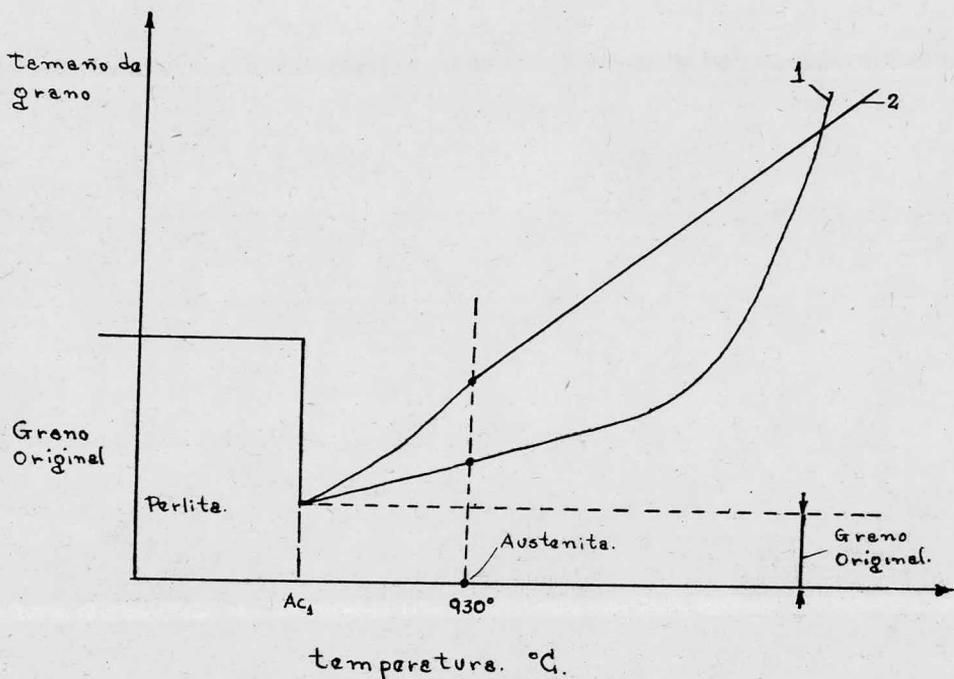
nalizar la transformación de la perlita en austenita. El tamaño inicial del grano de austenita depende de la cantidad de núcleos cristalinos, que surgen en el volumen dado en la unidad de tiempo y de la velocidad de su crecimiento. Cuanto más dispersas son las partículas de cementita en la perlita, tanto mayor es la cantidad de núcleos cristalinos de austenita y por lo tanto, más pequeño es el grano original de austenita.

En el instante de su surgimiento el grano de austenita es muy pequeño (500 - 1000 μm^2), pero al aumentar la duración del calentamiento a la temperatura dada, y sobre todo al elevar la temperatura, éste crece rápidamente.

El crecimiento del grano de austenita transcurre en vista de la tendencia del sistema a disminuir la energía libre, Unos granos crecen a cuenta de otros, más pequeños y, por lo tanto menos estables, en el sentido termodinámico.

En las zonas bifásicas, por ejemplo en los aceros hipereutectoides, en el intervalo de temperatura A_{c1} - A est. el crecimiento del grano de austenita se frena por las partículas de carburos (cementita) no disueltas. Esto se explica por el hecho de que las partículas de carburo disponiéndose por los límites intergranulares dificultan el crecimiento de los granos. Semejante influencia de retardo ejercen las zonas de ferrita en los aceros hipoeutectoides en el intervalo de temperatura A_{c1} - A_{c3} .

La tendencia al crecimiento del grano de austenita de los aceros de una misma composición, pero fundidas en condiciones distintas (es decir, distintas funciones) puede ser diferente. Por eso se distinguen dos tipos de aceros: de grano fino hereditario y grano basto hereditario.



Esquema del crecimiento del grano de austenita en el acero de grano hereditariamente fino (1) y en el acero de grano hereditariamente basto (2).

FIG. M.

En el acero de grano fino hereditario, durante el calentamiento a altas temperaturas (1000-1050 °C) el grano crece insignificamente sin embargo, al aumentar la temperatura de calentamiento el grano crece rápidamente.

En el acero de grano basto hereditario, al contrario, el crecimiento rápido del grano se observa incluso al elevar un poco la temperatura de calentamiento por encima de A_{C1} .

La distinta tendencia al crecimiento del grano es determinada por el carácter de desoxidación del acero y su composición. Los aceros, desoxidados solo con ferromanganeso (el acero llamado efervescente) o con ferromanganeso y ferrosilicio, pertenecen al grupo de aceros de grano, basto hereditario.

Los aceros que además son desoxidados con aluminio, pertenecen al grupo de los aceros de grano fino.

Este efecto favorable del aluminio, muchos investigadores lo explican por la formación de nitruro de aluminio (AlN), que en forma de partículas dispersas se distribuyen por los bordes de grano y en forma puramente mecánica frena el crecimiento de éstos. A temperaturas elevadas estas partículas, por lo visto, se disuelven en las zonas contiguas del grano, lo que conduce a su crecimiento rápido. La mayoría de los elementos de aleación frenan el crecimiento del grano de austenita. El titanio, circonio y vanadio, que forman carburos (TiC , ZrC , VC) poco soluble en la austenita, son los elementos que más bruscamente frenan el crecimiento del grano; el cromo, tungsteno y molibdeno y el fósforo aumentan la tendencia del grano de austenita al crecimiento.

Es necesario señalar, que los términos "de grano hereditario" y "de grano fino hereditario" no significan que el acero da

tiene siempre grano basto o siempre grano fino. Ellos indican solamente el hecho de que al ser calentados hasta determinadas temperaturas el acero de grano basto adquiere grano basto a una temperatura más baja que el acero de grano fino. El acero de grano fino hereditario a una temperatura lo suficientemente alta puede incluso tener un grano más basto de austenita que el acero de grano basto hereditario (véase la fig. M). Por eso se ha introducido la noción de grano real, es decir, el grano obtenido en el acero como resultado de tal o cual tratamiento término.

El tamaño del grano real de austenita se determina por la temperatura de calentamiento, tiempo de duración del calentamiento a esta temperatura y la tendencia del acero dado al crecimiento del grano durante el calentamiento.

Después del enfriamiento, el grano de los productos de descomposición de la austenita, en particular, de la perlita, generalmente es tanto más grande, cuanto mayor era el grano original de austenita.

a).- SOBRE-CALENTAMIENTO Y REQUEMADO.- Un calentamiento prolongado del acero a temperaturas bastante superiores a A_3 , conduce a la formación de un grano real basto. Este tipo de calentamiento se llama sobre-calentamiento del acero. En el acero sobre-calentado el exceso de ferrita (cementita) se separa en forma de red por los bordes de grano o en forma de largas láminas (agujas), que atraviesan el grano de perlita, en este último caso la estructura se llama estructura de Widmanstätten.

El acero recalentado se caracteriza por tener una fractura cristalina gruesa, puesto que la fractura pasa por los bordes de los granos gruesos. Si el grano de austenita no es

grande, entonces la fractura cristalina fina.

El recalentamiento puede ser remediado con un tratamiento repetido del acero calentándolo hasta una temperatura un poco superior al punto A_c3 .

Un calentamiento más alto y prolongado en una atmósfera oxidante produce el requemado del acero; éste va acompañado con la formación de inclusiones de óxidos ferrosos en los límites intergranulares. En el caso de requemado la fractura del acero tiene forma pedregosa. El requemado es un defecto incorregible del acero.

b).- INFLUENCIA DEL TAMAÑO DEL GRANO EN LAS PROPIEDADES DEL ACERO.- Las propiedades del acero están determinadas por el tamaño del grano. El aumento de sus dimensiones influye poco en el límite de rotura, dureza y alargamiento relativo, pero reduce bruscamente la resiliencia, disminuye la resistencia al arranque y aumenta la temperatura crítica de fragilidad.- Por lo tanto, el acero sobrecalentado con grano grueso tiene propiedades mecánicas bajas, sobre todo la plasticidad y viscosidad.

El grano hereditario influye fundamentalmente en las características tecnológicas del acero. El acero con grano fino hereditario se puede calentar a temperaturas más altas (hasta $1000-1100^{\circ}C$), sin cuidarse del recalentamiento del acero.

El acero de grano fino se puede elaborar por presión (forjado, laminado, etc.) y terminar la deformación a temperatura más alta sin sobrecalentamiento.

c).- REVELACION Y DETERMINACION DEL TAMAÑO DEL GRANO.- El grano de austenita se revela por los siguientes métodos: Cementación, Oxidación, con ayuda de la red ferrita o cementítica y el ataque de los bordes del grano. Por el método de cementación la probeta es saturada con carbono a una tempera

tura de 930°C durante 8 horas. Con ésto el contenido de carbono en la austenita, que se encuentra en la zona superficial, alcanza una concentración hipereutectoide. Durante un enfriamiento lento ulterior en los bordes de grano de austenita se forma cementita secundaria, formando una red continua, por la cual se puede determinar el tamaño del grano de austenita.

Al emplear otros métodos para revelar el grano, la temperatura de calentamiento para los aceros pobres en carbono se toma también igual a 930°C. Para los aceros de construcción y aceros para herramientas la temperatura de calentamiento debe ser igual a la de templado o en 20-30°C más alta que esta última. La duración del calentamiento es de 3 horas.

Al hacer uso del método de oxidación la sección metalográfica se calienta en una atmósfera protectora y al finalizar el calentamiento al horno se suministra aire durante 30-60 segundos. Las probetas son enfriadas en agua, después de esto son pulidas y decapadas en una solución del 15% de ácido clorhídrico en alcohol etílico. Los bordes de los granos antiguos de austenita se revelan en la sección metalográfica por medio de una red de óxidos. El método de la red de ferrita se emplea para los aceros hipereutectoides y el método de la red de cementita, para los aceros hipereutectoides. Las probetas se calientan hasta una temperatura determinada, se mantienen 3 horas a ésta y se enfrían a una velocidad que asegura la formación de la red de ferrita o cementita. Frecuentemente el grano de austenita se determina en probetas temporales y revenidas a 225 - 550°C., con ayuda del decapado de las microprobetas en una solución de ácido pícrico agregándole 0.5 - 1.0% de detergentes-

El tamaño del grano se determina al microscopio con un aumento de 100 %. Los granos visibles en la sección metalográfica se comparan con las representaciones patrones obtenidas en las figuras M, del ASTM.

El tamaño del grano puede ser determinado por el cálculo de la cantidad de grano que entren en la unidad de superficie de la sección metalográfica.

Entre el número del grano N (puntos) y la cantidad de granos que entran en 1 mm^2 de superficie de la sección metalográfica, existe la siguiente relación: $n = 8\sqrt{2N}$.

El acero con un grano de 1 a 5 puntos pertenece al grupo de grano grueso y el acero de 6 a 8 puntos, al de grano fino.

3.- DESINTEGRACION DE LA AUSTENITA SOBREENFRIADA. (DIAGRAMA DE TRANSFORMACION ISOTERMICA DE LA AUSTENITA).

Por debajo de la temperatura A_{r1} (723°C) la austenita es inestable. Una idea más completa sobre las transformaciones que sufren la austenita a distintos grados de sobreenfriamiento, lo da el diagrama de transformación isotérmica de la austenita, es decir, la transformación que tiene lugar a temperatura constante.

Para estudiar la transformación isotérmica de la austenita, pequeñas probetas de acero se calientan hasta temperaturas que corresponden a la existencia de la austenita estable (es decir, por encima del punto crítico), y posteriormente se enfrían rápidamente hasta una temperatura inferior a A_{r1} , por ejemplo hasta 700° , 600° , 500° , 400° , 300°C ., etc., y se mantienen a estas temperaturas hasta que la austenita se descompone totalmente. El grado de descomposición se puede determinar por diferentes métodos: Metalográficos, Magnético, Dilatométrico y otros. Si graficamos los puntos de comienzo y -

y finalización de la transformación para todas las temperaturas, donde por el eje de las abscisas se marca el tiempo y - en el eje de las ordenadas, la temperatura, y unimos los - - puntos del mismo nombre que corresponden a un mismo grado de descomposición, con curvas suaves, obtendremos el diagrama - TTT.

En el diagrama de transformación isotérmica de la austenita - la curva de la izquierda caracteriza el comienzo de la des - - composición de la austenita, y la curva derecha indica el - - tiempo necesario para la descomposición total de la austeni - ta.

La zona a la izquierda de la curva de comienzo de la descom - posición determina la duración del período de encubación; en el intervalo de temperaturas y tiempo, determinados por ésta zona, hay austenita sobreenfriada que practicamente no sufre una descomposición notoria. La duración del período de encu - bación caracteriza la estabilidad de la austenita sobreenfr~~ida~~ ida. Con el aumento de sobreenfriamiento su estabilidad dismi - nuye rápidamente, alcanzando el mínimo a los 550 °C, después - del cual crece nuevamente.

A la temperatura de menor estabilidad de la austenita (cerca de 550 °C), la velocidad de transformación es muy grande. En los aceros al carbono la duración del período de encubación - a esta temperatura no supera a 1.0 - 1.5 seg.

La disminución de la estabilidad de la austenita y el creci - miento de la velocidad de su transformación con el aumento - del grado de sobreenfriamiento, se explica por el aumento de la diferencia de las energías libres de la austenita y perli - ta, lo que estimula la transformación. El aumento de la esta - bilidad de la austenita y la disminución de la velocidad de -

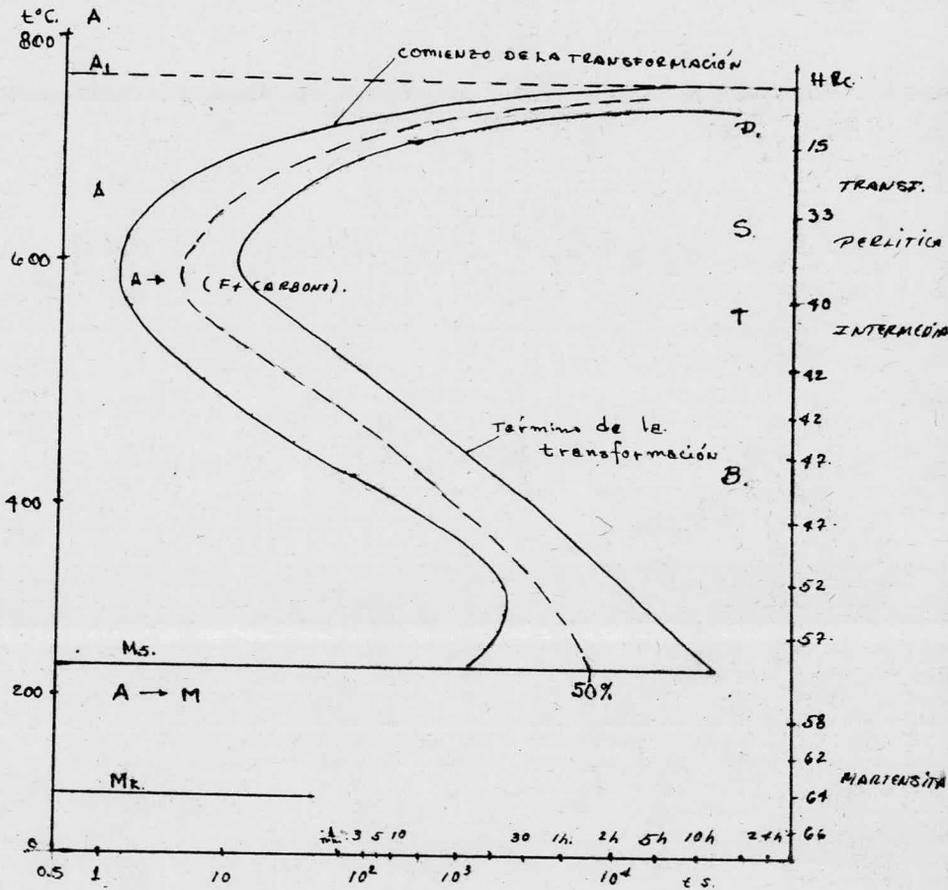


Diagrama de la desintegración isotérmica de la austenita del acero al carbono (0.8% de C).

FIG. N.

su transformación a altos grados de sobreenfriamiento se produce por la disminución de la velocidad de formación y crecimiento de la ferrita y cementita a causa del frenado de los procesos de difusión. Al sobreenfriar la austenita hasta una temperatura inferior al punto M. los procesos de difusión se suprimen totalmente y la formación de la mezcla ferrita - cementita se hace imposible. En este caso se produce el temple del acero, que consiste en la transformación sin difusión de la austenita en martensita, que es una solución sólida de carbono de hierro.

El contenido de carbono en la martensita por esta razón no se diferencia del contenido de este elemento en la austenita sobreenfriada. En dependencia del grado de sobreenfriamiento de la austenita se diferencian tres zonas de temperaturas o escalones de transformación: Zona de Perlita, Zona de Transformación intermedia entre perlítica y martensítica, Zona de martensita.

a).- TRANSFORMACION PERLITICA.- La transformación perlítica de la austenita sobreenfriada tiene un carácter de cristalización y por su mecanismo es un proceso de difusión. Esto se deduce del hecho de que la austenita, prácticamente homogénea por la concentración de carbono, se descompone formando ferrita (casi hierro puro) y cementita con un contenido de 6.67% de C, es decir, una mezcla de fases, que se diferencian por su concentración de carbono. Al principio en la austenita aparecen los núcleos cristalinos de cementita. Estos, por lo general, aparecen en los bordes de grano de austenita. El crecimiento de cementita transcurre a cuenta de la difusión del carbono de los volúmenes adyacentes de austenita. Esto conduce al empobrecimiento del carbono de la

austenita que rodea la placa de cementita, y contribuye a su transformación en ferrita. Junto con la cementita se separa la placa de ferrita. Simultáneamente se produce el crecimiento de las placas de ferrita y cementita. La repetición de este proceso conduce a la formación del grano de perlita. Este proceso continúa hasta que chocan algunos granos de perlita y se transforma toda la austenita.

Mientras más baja es la temperatura de descomposición de la austenita, más dispersa es la mezcla ferrita - cementita que se forma.

A grados pequeños de sobreenfriamiento (a $700 - 650^{\circ}\text{C}$) se forma una mezcla de ferrita - cementita (perlita) claramente diferenciada. A un grado mayor de sobreenfriamiento (a temperaturas próximas a los 600°C) se forma una mezcla más fina - llamada Sorbita.

A un sobreenfriamiento aún mayor de la austenita (hasta $500 - 550^{\circ}\text{C}$) se forma una mezcla todavía más dispersa: esta mezcla se denomina Troostita.

Al ser observada al microscopio óptico la troostita aparece en forma de fondo oscuro, fuertemente atacada químicamente, difícilmente diferenciable.

La estructura de la troostita se revela claramente al microscopio electrónico.

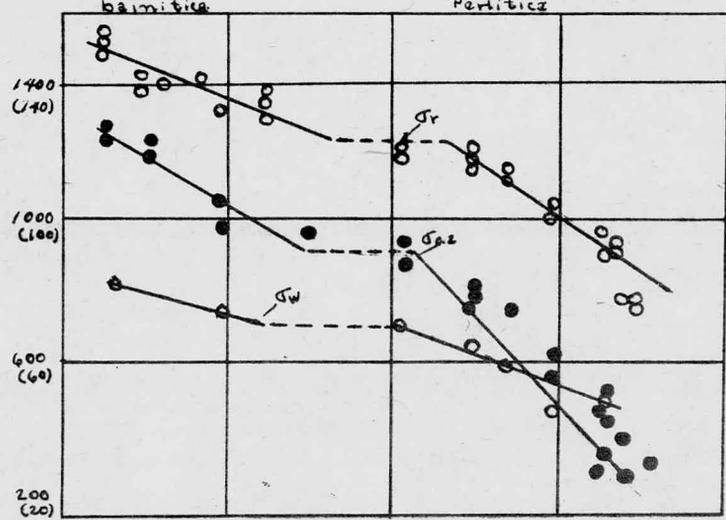
La dureza y resistencia de la mezcla ferrita - cementita son directamente proporcionales al área de la superficie de separación entre la ferrita y la cementita.

Por eso con el aumento del grado de dispersión de la mezcla ferrita - cementita, la dureza, los límites de rotura, de fluencia y de fatiga crecen.

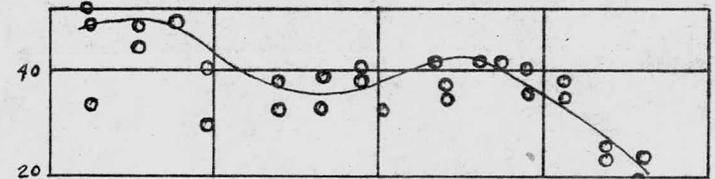
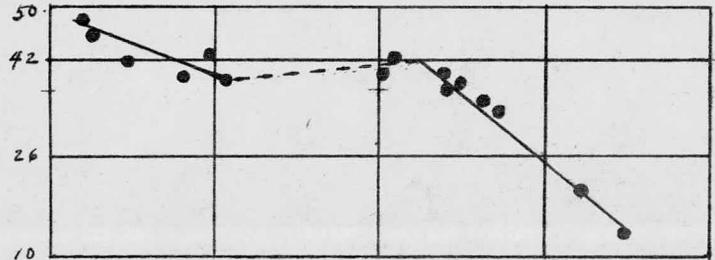
El valor máximo del alargamiento relativo y compresión rela-

Límite de rotura σ_r , límite de fluencia $\sigma_{0.2}$ y límite de fatiga σ_w , MPa (kg/cm^2)

Transformación bainítica Transformación Perlitica



Dureza Hk. Estricción %



Alargamiento Relativo %

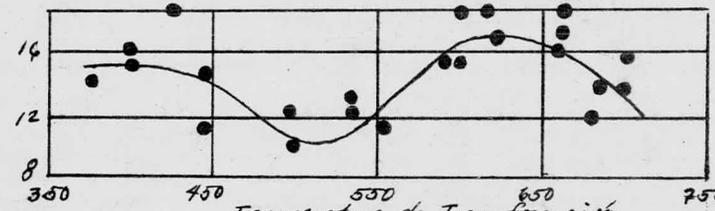


FIG. 0

DEPENDENCIA DE LAS PROPIEDADES MECANICAS DEL ACERO, CON UN CONTENIDO DE 0.78% C, DE LA TEMPERATURA DE TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA EN UNA MEZCLA DE FERRITA-CEMENTITA.

tiva se observa en la sorbita. Al pasar a la troostita (temperatura de transformación cerca de 556°C) la plasticidad (δ y ψ) disminuye.

En el acero eutectoide (0.8% de C) la dureza de la perlita se encuentra en los límites de 180 - 250 HB, la de la sorbita, entre 250 - 300 HB, y la de la troostita 350 - 400 HB. Sin embargo, es necesario hacer notar, que la división de la mezcla ferrita - cementita en perlita, sorbita y troostita es convencional y entre estas estructuras no hay un límite establecido.

La perlita, sorbita y troostita, que se forman al descomponerse la austenita sobreenfriada, son pues, una mezcla ferrita - cementita, que posee una estructura laminar y que se diferencia solamente por el grado de dispersión.

Sin embargo, a diferencia de la perlita, la sorbita y la troostita no son estructuras equivalentes y en los aceros que no corresponden a una composición eutectoide, contienen más o menos del 0.8% de carbono.

b).- TRANSFORMACION INTERMEDIA.- La transformación intermedia transcurre a bajas temperaturas, cuando la difusión de los átomos de hierro se decelera fuertemente, pero la difusión de los átomos de carbono transcurre relativamente fácil. Por eso la cinética de la transformación intermedia y la estructura formada tiene las particularidades de la transformación por difusión de la perlita, así como de la transformación martensítica sin difusión.

El mecanismo de la transformación intermedia se reduce a lo siguiente: Primeramente en el interior de la austenita se produce una redistribución difusiva del carbono, lo que conduce a la formación de volúmenes de austenita, enriquecidos

con carbono.

Las zonas de carbono en la austenita, sufren una transformación sin difusión $\gamma \rightarrow \alpha$, como resultado de esta transformación se forma una solución sólida saturada con carbono en el hierro (martensita).

De algunas zonas de austenita, enriquecidas con carbono, se desprenden partículas de cementita, y luego la austenita, empobrecida en estas zonas de carbono, también se transforma sin difusión en solución sobresaturada α .

La solución α sobresaturada formada (martensita) no es estable a estas temperaturas y a su vez en el proceso ulterior isotérmico (duración de calentamiento) se descompone en una mezcla ferrito - cementita.

Así pues, como resultado de la transformación intermedia se forma una estructura compuesta de una mezcla de fase α comúnmente sobresaturada (con carbono), y un carburo (cementita), que se llama bainita o, a veces, troostita acicular.

Se distinguen la bainita superior e inferior. La bainita superior se forma en el intervalo superior de temperaturas de transformación intermedia y tienen una estructura en forma de plumas, un poco parecida a la estructura de la perlita. Las partículas de carburo en la bainita superior se disponen entre las láminas de la fase α (ferrita). La bainita inferior tiene una estructura acicular característica (martensítica), lo que se explica por la formación sin difusión de la fase . En la bainita inferior las partículas de carburo se disponen en el interior de las placas de la fase .

c).- PROPIEDADES MECANICAS DE LA BAINITA.- (TROOSTITA ACICULAR).- La formación de la bainita superior (descomposición a 550 - 450°C), baja la plasticidad del acero en comparación --

con la obtenida para los productos de descomposición de la austenita en la zona de la perlita.

La dureza (HB) y la resistencia ($\sigma_r, \sigma_{0.2}$) en este caso no varían o disminuyen un poco.

Como resultado de la descomposición de la austenita, en la zona inferior de la transformación intermedia se observa (fig. 0) cierto aumento de la resistencia y la plasticidad. La bainita inferior, en comparación con los productos de descomposición de la austenita en la zona perlítica (sorbita, troostita), posee una dureza más alta y una resistencia superior, -- siendo bastante buena la plasticidad.

d).- TRANSFORMACION ISOTERMICA DE LA AUSTENITA DE LOS ACEROS-

HIPOEUTECTOIDE E HIPEREUTECTOIDE.- En estos aceros, a diferencia del eutectoide, en el intervalo superior de temperaturas primero se separa la ferrita excesiva (en el acero hipoeutectoide).

La separación de la ferrita excesiva (cementita) se señala en el diagrama de descomposición isotérmica con una curva suplementaria.

La cantidad de ferrita excesiva (ó cementita) que se separa disminuye al bajar la temperatura y a cierto grado de sobreenfriamiento la descomposición comienza con la formación de núcleos de eutectoide.

Con la disminución de la temperatura disminuye la cantidad de ferrita excesiva (cementita) que se separa, entonces, la sorbita y la troostita en los aceros hipoeutectoides contienen menos de 0.3% de carbono y en los aceros hipereutectoides más del 0.3%. El aumento del contenido de carbono en la austenita de concentración hipoeutectoide aumenta su estabilidad (las curvas en el diagrama isotérmico se desplazan hacia la dere--

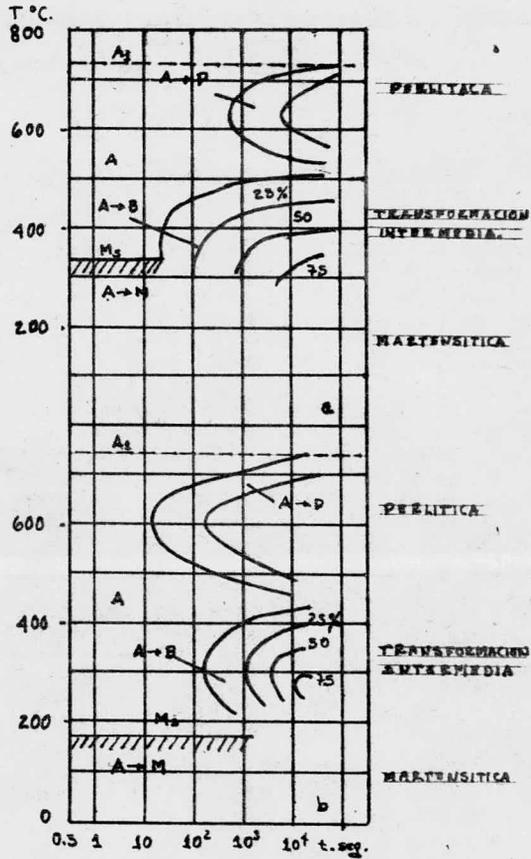


Fig P.

DIAGRAMAS DE LA DESINTEGRACION ISOTERMICA DE LA AUSTENITA SOBRE-ENFRIADA EN EL ACERO ALEADO a) ACERO ALEADO (0.15-0.18% C).
 b) ACERO ALEADO PARA HERRAMIENTAS (0.7-1.1% C).

cha); si sigue aumentando el contenido de carbono la estabilidad de la austenita en la zona de transformación perlítica disminuye un poco, y en la zona de transformación intermedia aumenta.

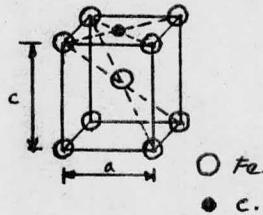
e).- TRANSFORMACION ISOTERMICA DE LA AUSTENITA EN LOS ACEROS-

ALEADOS.- Los diagramas examinados de descomposición isotérmica de la austenita sobreenfriada son exactos solamente para los aceros al carbono y de baja aleación, que contienen cobalto, silicio y níquel. Para los aceros aleados en los que la composición de la austenita, además de carbono, entran elementos tales como el manganeso, cromo, molibdeno, vanadio y -- otros, o bien al mismo tiempo cromo y níquel, cromo y manganeso, etc., el diagrama isotérmico tiene una forma diferente. -- Estos aceros en el diagrama isotérmico tienen dos mínimos de estabilidad de la austenita sobreenfriada, que corresponden a las transformaciones perlítica (de difusión) y bainítica (intermedia). Ambas transformaciones están separadas por la zona de estabilidad de la austenita. En el acero con pequeño contenido de carbono, la velocidad máxima de transformación se observa en la zona intermedia (fig. P a), y en los aceros de alto contenido de carbono (fig. P b), en la zona de transformación perlítica. Una particularidad de la transformación intermedia en los aceros aleados es que ésta no transcurre hasta el final. Parte de la austenita, enriquecida con carbono, durante el proceso isotérmico de duración del calentamiento no se descompone y al seguir disminuyendo la temperatura se -- transforma en martensita o incluso puede sufrir esta transformación. Así pues, como resultado de la transformación intermedia del acero aleado adquiere una estructura compuesta de bainita y cierta cantidad de martensita o austenita no descom-

puesta, que se denomina austenita residual. Los elementos de aleación aumentan la estabilidad de la austenita en la zona de las transformaciones perlítica y bainítica y en el diagrama de transformación isotérmica las curvas de comienzo y fin de la descomposición se desplazan a la derecha.

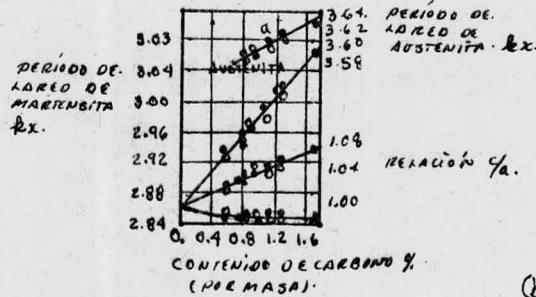
Las causas de la alta estabilidad de la austenita sobreenfriada en la zona de transformación perlítica, muchos investigadores los relacionan con el hecho de que como resultado de la descomposición de la austenita aleada, en la zona perlítica se forma ferrita y cementita aleada e incluso carburos especiales. Para la formación de ésta mezcla de ferrita y carburo entre la solución sólida y el carburo debe transcurrir una redistribución difusiva no solo del carbono, sino que también de los elementos de aleación. Los elementos formadores de carburos y los elementos que no forman carburos se transforman en ferrita. La deceleración de la descomposición de la austenita en la zona perlítica se explica por la pequeña velocidad de difusión de los elementos de aleación en la austenita y por la disminución de la velocidad de difusión del carbono bajo la acción de los elementos que forman carburos.

En la zona de temperaturas de la transformación intermedia, la descomposición de la austenita puede acelerarse como consecuencia de que a temperaturas más bajas se excluye la difusión de los elementos de aleación. Por eso durante la descomposición de la austenita se forma ferrita y carburo de tipo cementita, que tiene un mismo contenido de elementos de aleación que la austenita de partida. Por lo tanto, para la formación de la mezcla ferrito-carbúrica en la zona intermedia es necesario solamente la difusión del carbono. En este caso, la transformación no va acompañada de la redistribución de --



(a)

REDO CRISTALINA Y PERÍODO DE LA RED DE MARTENSITA Y AUSTENITA



(b)

PERÍODO DE LA RED DE MARTENSITA EN FUNCIÓN DEL CONTENIDO DE CARBONO.

61

FIG. 9.

los elementos de aleación.

4.- TRANSFORMACION MARTENSITICA EN EL ACERO.

La martensita es una estructura del acero templado; sus propiedades y las transformaciones que transcurren durante el calentamiento posterior del acero, determinan a su vez las propiedades y comportamientos del acero y los regímenes del tratamiento técnico de las piezas. Con relación a esto es necesario examinar detalladamente las particularidades de la estructura, propiedades y mecanismo de formación de la martensita.

La martensita es una solución sólida sobresaturada de carbono en el hierro α . Si en estado de equilibrio la solubilidad del carbono en el hierro α a 20 C° no supera el 0.0025%, entonces su contenido en la martensita es el mismo que en la austenita básica.

Los átomos de carbono, disueltos en la red de austenita, conservan la misma posición en la red del hierro α (en la martensita) y por esta razón la deforman fuertemente. La martensita tiene una red cristalina tetragonal (fig. 2, a), en la cual el eje C es mayor que el eje A. Al aumentar el contenido de carbono la altura del prisma tetragonal C aumenta, mientras que las dimensiones de la base disminuyen. El aumento de C, en este caso, transcurre en forma más intensiva que la disminución de A (fig. 2, b). Por lo tanto mientras mayor es la cantidad de carbono en la martensita, mayor es la relación C/A, es decir, mayor es el grado de tetragonalidad de la red. Para un contenido en la martensita de 1.5% de C la relación C/A es igual a 1.06 aproximadamente.

a).- TRANSFORMACION MARTENSITICA.- La transformación martensítica transcurre solamente en el caso, si la austenita es rápidamente sobreenfriada hasta temperaturas bastante bajas, cuando

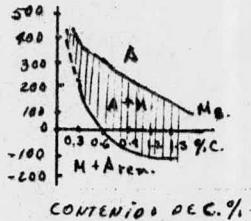
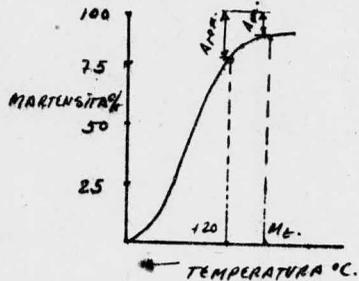
do los procesos de difusión se hacen imposibles. La transformación martensítica, a diferencia de la transformación perlítica e intermedia, tiene carácter no difusivo, es decir, no va acompañada de redistribución difusiva del carbono y el hierro en la red de la austenita. Esto significa, que los desplazamientos de los átomos de carbono e hierro durante la transformación no superan las distancias interatómicas. En la transformación martensítica se produce solamente una reorganización de la red cúbica de caras centradas de la austenita en la red cúbica centrada del hierro α sin separación de carbono de la solución lo que conduce a una deformación de la red cúbica hasta la tetragonal. La transformación comienza a una temperatura determinada, llamada temperatura de comienzo de la transformación martensítica y se designa como M_s . Al ser enfriada hasta temperaturas más bajas que M_s , la austenita se transforma en martensita. Para que la transformación martensítica se desarrolle, es necesario enfriar continuamente el acero hasta temperaturas por debajo del punto M_s . Si cesa el enfriamiento, entonces cesa prácticamente la transformación martensítica.

La cantidad de martensita formada en dependencia de la temperatura, hasta la cual fue enfriada la probeta, puede expresarse por la así llamada curva martensítica. Al alcanzar una temperatura determinada para cada acero, la transformación ulterior de la austenita en martensita cesa. Esta temperatura se denomina finalización de la transformación martensítica y se designa con M_f . La posición de los puntos M_s y M_f no depende de la velocidad de enfriamiento y se determina por la composición química de la austenita. Cuanto mayor es la cantidad del carbono en la austenita (fig. R (a)), tanto más bajo es

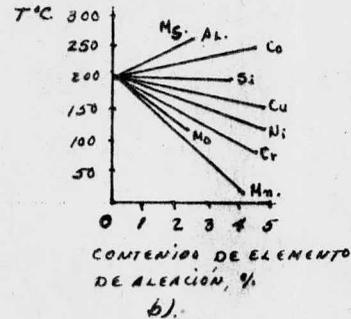
tán dispuestos estos puntos. Todos los elementos de aleación—excepto el cobalto y el aluminio, hacen descender los puntos— M_s y M_f . La transformación martensítica transcurre de acuerdo con la cinética de cristalización corriente como resultado de la formación de núcleos cristalinos y su desarrollo ulterior. La peculiaridad característica de la transformación martensítica en los aceros es la alta velocidad de formación y crecimiento de los núcleos cristalinos a temperaturas bajas. El — tiempo de formación del cristal de martensita en dependencia de su tamaño varía en los límites de 0.5×10^{-7} hasta 5.7×10^{-8} seg., y la velocidad media de crecimiento es alrededor — de 10^{-6} mm/seg.

Sin embargo, los cristales crecen rápidamente hasta un tamaño determinado, después de lo cual su crecimiento cesa. La trans— formación ulterior transcurre como resultado de la formación— de nuevos cristales de martensita, que tienen la forma de lá— minas adelgazadas de los extremos.

Las dimensiones de los cristales de martensita se determinan— por el tamaño de los granos originales de austenita. Los cris— tales de martensita son tanto más grandes, cuanto mayor era — el grano de austenita. El primer cristal de martensita tiene— una extensión, correspondiente al diámetro del grano de auste— nita. Los cristales formados posteriormente están limitados — en su desarrollo y poseen menor tamaño. La red cristalina de— la martensita está normalmente orientada con relación a la — red cristalina de la austenita. Los primeros cristales genera— mente están orientados uno respecto a otros bajo un ángulo de 60° ó 120° . Los cristales siguientes se disponen paralelamente al primero o en forma de zig-zag. Como resultado de la inter— sección de las placas de martensita con el plano de la sección



a).



b).

CANTIDAD DE MARTENSITA EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN (CURVA MART.).

FIG-5.

INFLUENCIA DEL CARBONO EN LA TEMPERATURA DE COMIENZO M_s Y FIN M_f DE LA TRANSFORMACIÓN MARTENSITICA a). COMO TAMBIEN LA INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LA TEMPERATURA DE COMIENZO DE LA TRANSFORMACIÓN MARTENSITICA (M_s) DEL ACERO, QUE CONTIENE UN 1.0% P.C. (b).

metalográfica, al ser examinada al microscopio tiene una estructura característica acicular.

b).- AUSTENITA RESIDUAL.- Una de las particularidades características de la transformación martensítica es que el proceso no termina, es decir no toda la austenita se transforma en martensita (fig. 5), Por esta razón, en el acero templado, que tiene el punto M_f por debajo de los $+ 20\text{ C}$, a saber, en los aceros al carbono, que contiene más de $0.4 - 0.5\%$ de C , existe austenita residual.

Su cantidad es tanto mayor, cuanto más bajo estén los puntos M_f y M_s , es decir, cuanto más alto es el contenido de carbono y elementos de aleación en la austenita (a excepción del cobalto y el aluminio) (Fig R (b)).

Si se mantiene por un determinado tiempo el enfriamiento a una temperatura inferior a M_s , entonces la austenita, que se ha conservado sin transformarse durante el enfriamiento hasta esta temperatura, se hace más estable. Señalante estabilidad de la austenita se expresa con que al disminuir ulteriormente la temperatura, la transformación de la austenita en martensita se reanuda no inmediatamente, sino que transcurre con cierto retraso a temperaturas más bajas y en forma menos intensiva. Como consecuencia de esto, en el acero que ha sido sometido a una exposición isotérmica por debajo del M_s , aumenta la cantidad de austenita residual.

C).- PROPIEDADES DE LA MARTENSITA.- La particularidad característica de la martensita es su alta dureza. La dureza de la martensita crece con el aumento del contenido de carbono en ella: en el acero con $0.6 - 0.7\%$ de C , la dureza de la martensita es de 65 HRC, lo que es seis veces superior a la dureza de la ferrita. Sin embargo, la dureza de la martensita es in-

ferior a la dureza de la cementita 68 - 70 HRC.

La martensita posee una baja resistencia a la rotura, un -- bajo límite de rotura y de elasticidad. Después del temple, -- los aceros, que contienen más de 0.4% de C, en los ensayos de alargamiento se rompen frágilmente por desprendimiento.

La alta dureza de la martensita se explica por la formación -- de una delgada heterogeneidad micro y submicroscópica de su -- estructura, distribuida regularmente por todo el volumen, es -- decir por una gran cantidad de defectos en la estructura cris -- talina. La heterogeneidad microscópica se forma como resulta -- do de que en el grano de austenita surge una gran cantidad de cristallitos finos de martensita, separados por superficies di -- visorias. Cada cristal de martensita está compuesto de blo -- ques de menor dimensión considerablemente que en la austenita básica. La fragmentación de los bloques se produce por las -- grandes microtensiones que surgen como resultado de las varia -- ciones de volumen durante la transformación $\gamma - \alpha$ (endureci -- miento de fase).

Los límites de los bloques de martensita, forman heterogenei -- dad submicroscópica. El espesor de las placas de martensita -- es de 0.001 - 0.1 mm. En este espacio pueden colocarse de 30 -- a 5000 bloques de los cristales de martensita. Las superfi -- cies de separación de las placas de martensita y sobre todo -- los límites de los bloques son obstáculos difícilmente fran -- queables para el movimiento de las dislocaciones.

Dentro de los bloques el movimiento de las dislocaciones se -- ve dificultado por los átomos de carbono que se encuentran en la red cristalina de la martensita y que crean deformaciones -- estáticas de la red. Todos estos hechos determinan la alta du -- reza del acero con estructura martensítica. La fragilidad de --

La martensita está relacionada con las grandes tensiones internas que surgen durante su formación.

La presencia del carbono y otras impurezas en la solución sólida aumentan la resistencia eléctrica y la fuerza coercitiva de la martensita y reduce la inducción remanente y la permeabilidad magnética.

La martensita, en comparación con los otros componentes estructurales del acero y sobre todo en comparación con la austenita, es la que mayor volumen específico tiene; el volumen específico de la austenita con un contenido de 0.2 - 1.4% de C -- es de 0.12227 - 0.12528 $\frac{g}{cm^3}$, y el de la martensita de 0.12703 - 0.13061 ($\frac{3}{gr}$) $\frac{g}{cm^3}$.

El aumento del volumen específico durante la formación de la martensita es una de las causas fundamentales del surgimiento de grandes tensiones internas durante el proceso de temple, -- que producen deformación de la pieza e incluso la aparición de grietas.

El aumento del volumen del acero después del temple depende del contenido de carbono en la martensita.

Contenido de carbono %...	0.4	0.6	0.7	0.83	1.2
Aumento del Volumen %...	0.4	0.46	0.35	1.13	0.9

El mayor aumento del volumen se observa en el acero eutectoide, por eso este acero es el más sensible a la formación de grietas y deformaciones como resultado del temple.

5.- TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA DURANTE EL ENFRIAMIENTO ININTERRUMPLIDO.

La descomposición de la austenita a una temperatura cercana a A_{r1} , transcurre solamente en las condiciones de equilibrio, -- es decir, a una velocidad de enfriamiento muy pequeña. A velocidades reales de enfriamiento la austenita se sobreenfria por

debajo de Ar_1 y su descomposición transcurre en un determinado intervalo de temperaturas (fig. T).

Con el aumento de la velocidad de enfriamiento crece el grado de sobreenfriamiento de la austenita con respecto al punto de equilibrio Ar_1 (fig. T a)).

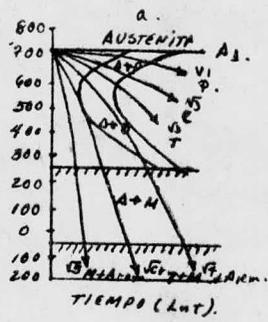
Viendo los diagramas que muestran la influencia de la velocidad de enfriamiento en la temperatura de descomposición de la austenita y en la cantidad de componentes estructurales en el acero al carbono eutectoide después del enfriamiento.

La temperatura de comienzo de la descomposición de la austenita sobreenfriada, a diferencia del punto de equilibrio Ar_1 , se designa por Ar' . Mientras mayor es la velocidad de enfriamiento y más baja la temperatura de descomposición de la austenita, más dispersa es la mezcla ferrita-cementita formada - semejante a como se observó durante la descomposición isotérmica de la austenita.

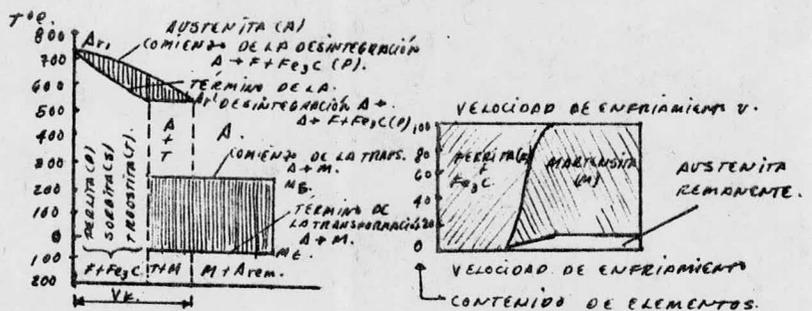
Por lo tanto, a una velocidad no muy grande de enfriamiento - v_1 , se forma perlita, a una velocidad mayor v_2 , sorbita y a una velocidad aún más grande v_3 , troostita.

A altas velocidades de enfriamiento (curva v_4) no da tiempo a que se descomponga toda la austenita, a altas temperaturas con la formación de la mezcla ferrita-cementita y parte de ella se sobreenfria hasta el punto M_s y se transforma en martensita. La estructura, en este caso, está compuesta de troostita y martensita.

A una velocidad de enfriamiento muy alta la descomposición difusiva de la austenita con la formación de mezcla ferrito-cementita se hace imposible, como consecuencia de lo cual toda la austenita se sobreenfria hasta el punto M_s y se transforma en martensita (fig. T).



a).



b).

SOBREPOSICIÓN DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO EN EL DIAGRAMA DE DESINTEGRACIÓN ISOTERMICA DE LA AUSTENITA SOBREENFRIADA (a), Y ESQUEMA DE LA INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO SOBRE LA TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN DE LA AUSTENITA Y LA CANTIDAD DE COMPONENTES ESTRUCTURALES. b) EN EL ACERO EUTECTICO AL CARBONO.

La transformación de la austenita en martensita transcurre no hasta el final, por eso en el acero templado junto con la martensita siempre está presente cierta cantidad de austenita residual.

La velocidad mínima de enfriamiento (curva v_{c_1}) (fig. T (a)), en correspondencia con la cual toda la austenita se sobreenfria hasta el punto M_s y se transforma en martensita, recibió el nombre de velocidad crítica de temple.

El valor de la velocidad crítica de temple es distinto para los diferentes aceros y depende de la velocidad de la estabilidad de la austenita. Mientras mayor es su estabilidad, menor es la velocidad crítica de temple. La velocidad crítica de temple del acero al carbono, en dependencia del contenido de carbono, manganeso, y silicio, del tamaño del grano (temperatura de austenización) puede oscilar en amplios límites de 100 a 600 grad/seg.

La velocidad crítica de temple es tanto menor, cuanto mayor es la cantidad de carbono y de elementos de aleación (excepto el cobalto) en la austenita. Mientras más grande es el grano (es decir, mientras más alta es la temperatura de calentamiento), menor es la velocidad crítica de temple.

Así, por ejemplo, el acero, con un contenido de 0.4% de C y 0.6% de Mn, con un tamaño medio del grano tiene una velocidad crítica de temple de 450 grad / seg., y con un tamaño grande del grano de 250 grad / seg. El molibdeno en una cantidad de cerca de 0.2% disminuye la velocidad crítica del acero de grano fino, que contiene 0.4% de C y 0.6% de Mn, hasta 120 grad. /seg. La velocidad crítica de temple disminuye fuertemente -- cuando se introduce simultáneamente unos cuantos elementos de aleación.

El acero de grano fino, con un contenido de 0.4% de C, 1.5% de Mn y 1.0% de Cr, posee una velocidad crítica de temple -- cercana a los 40 grad/seg.

En muchos aceros de alta aleación la velocidad crítica de temple no supera los 5 - 20 grad/seg.

La presencia de partículas no disueltas en la austenita, por ejemplo, carburos, disminuye la estabilidad de la austenita y aumenta la velocidad crítica de temple.

Los diagramas de descomposición isotérmica de la austenita solamente en forma cualitativa caracterizan las transformaciones que transcurren durante un enfriamiento continuo. Se ha demostrado, que la duración de la estabilidad mínima de la austenita durante el enfriamiento continuo es 1.5 veces mayor que durante la descomposición isotérmica. De aquí, en primera aproximación el valor de la velocidad crítica de temple puede ser determinada por la siguiente fórmula:

$$V_{cr} = \frac{A_1 - t_{min} \text{ grad/s.}}{1.5 \cdot \tau_{min}}$$

donde A_1 es la temperatura correspondiente al punto de equilibrio; t_{min} , la temperatura de estabilidad mínima de la austenita sobreenfriada, en °C; τ_{min} , el tiempo de estabilidad mínima de la austenita en la zona perlítica, en seg.

En los últimos años para determinar la tecnología del tratamiento térmico, además de los diagramas de descomposición isotérmica de la austenita, se emplean los diagramas termocinéticos. Estos diagramas dan datos más exactos sobre los intervalos de temperaturas en los cuales transcurren las transformaciones de fase durante el enfriamiento continuo.

Los diagramas termocinéticos también se constituyen en coordenadas temperaturas, tiempo. Ellos representan una serie de --

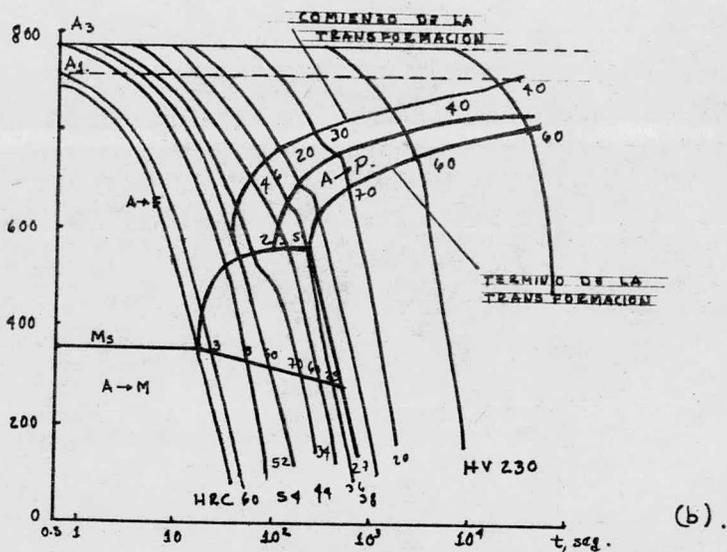
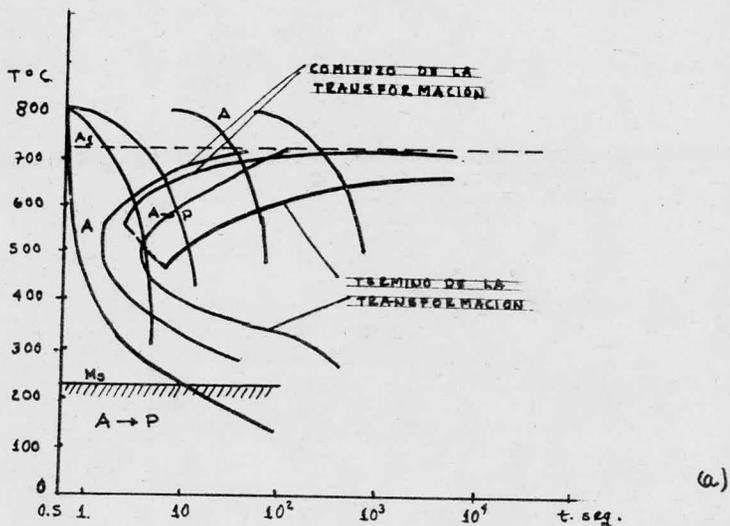


FIG.U DIAGRAMA TERMOCINETICO DE TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA SOBREENFRIADA a). ACERO EUTECTOIDE AL CARBONO b) ACERO ALIADO 0.44% C, 0.22% Si, 0.8% Mn, 1.07% Cr.

curvas de enfriamiento, en las cuales se marcan las zonas de comienzo y finalización de las transformaciones perlítica e intermedia.

En los diagramas termocinéticos para el acero al carbono (figura U (a)-). Se muestran que a bajas velocidades de enfriamiento transcurre sólo la descomposición difusiva de la austenita con la formación de mezcla ferrito - cementítica con diferente grado de dispersión (perlita, sorbita, troostita). A altas velocidades de enfriamiento del acero al carbono la descomposición difusiva de la austenita se elimina y la austenita sufre transformación martensítica. En el acero aleado se puede observar también la zona de transformación intermedia, donde la austenita se descompone formando bainita (fig. U b)-).

De la comparación del diagrama de descomposición isotérmica de la austenita sobreenfriada y del diagrama de transformación austenítica durante un enfriamiento continuo se puede ver, que las líneas correspondientes en el diagrama termocinético se encuentra a la derecha y por debajo de las líneas análogas del diagrama isotérmico. Esto demuestra que para un desarrollo igual de las transformaciones durante un enfriamiento continuo se necesita un período de tiempo mayor que durante la descomposición isotérmica de la austenita sobreenfriada.

6.- TRANSFORMACION DE LA MARTENSITA Y AUSTENITA RESIDUAL DURANTE EL CALENTAMIENTO.

El tratamiento térmico, que consiste en el calentamiento del acero templado por debajo del punto A_{c1} , se llama revenido. La martensita y la austenita residuales son fases que no están en equilibrio. El paso del acero a un estado de mayor estabilidad debe ir acompañado de la descomposición de la mar-

tensita y la austenita remanente con la formación de mezcla ferrita - cementita. La descomposición de la solución tiene carácter difusivo y por eso la velocidad con que transcurre fundamentalmente se determina por la temperatura de calentamiento.

La descomposición de la martensita comienza ya a la temperatura ambiente. Sin embargo, a una temperatura inferior a 60 - 80 grados la descomposición de la martensita y austenita transcurre a una velocidad insignificante y en un pequeño grado. En el intervalo de 80 - 300°C la descomposición de la martensita transcurre intensamente. De la solución α se separa carbono y se forman partículas dispersas de carburo de hierro. A bajas temperaturas de revenido se forma carburo de red hexagonal tipo Fe_2C . (probablemente Fe_2C). Este carburo recibió el nombre de carburo ξ . El carburo a 350 - 400°C se transforma en cementita (Fe_3C).

a).- DESCOMPOSICION DE LA MARTENSITA.- (LA PRIMERA TRANSFORMACION DURANTE EL REVENIDO).- La martensita se descompone en dos etapas. En la primer etapa de la descomposición, que transcurre a temperaturas inferiores a 150°C, el carbono para formar el carburo se gasta solamente de las zonas de solución sólida (martensita), que rodean directamente a los cristales de carburos formados. La concentración de carbono en estas zonas disminuye violentamente, mientras que las zonas más alejadas, a causa de la baja movilidad difusiva del carbono, conservan su concentración inicial en la solución sólida (martensita), que se obtiene después del temple. Por lo tanto, la formación de carburos en la primera etapa de descomposición de la martensita no va acompañada de desplazamiento por difusión del carbono a distancias considerables.

Por lo tanto, después del calentamiento hasta temperaturas bajas (inferiores a 150°C), en el acero junto con las partículas precipitadas de carburos simultáneamente están presentes soluciones sólidas α (martensita) con alta (original) y baja concentración de carbono. Por eso esta etapa de descomposición se llama descomposición bifásica.

Las partículas de carburo precipitadas tienen forma de placas delgadas de un espesor de unas cuantas capas atómicas y con un largo de unos cuantos cientos de angstroms.

Los elementos de aleación no ejercen una influencia considerable en la primera etapa de descomposición de la martensita.

La segunda etapa de descomposición transcurre a $150 - 350^{\circ}\text{C}$. Ella consiste en la separación ulterior del carbono de la solución sólida (martensita), formación de carburos y su coagulación. La transformación transcurre a una velocidad moderada, puesto que el empobrecimiento de la solución sólida de carbono se realiza a cuenta del engrandecimiento de las partículas de carburos. Esto exige el traslado por difusión del carbono dentro de la solución sólida α , que a bajas temperaturas -- transcurre lentamente. El silicio, como también los elementos que forman carburos (cromo, vanadio, titanio, molibdeno, tungsteno), dificultando la difusión del carbono, frenan la segunda etapa de descomposición de la martensita, conservando el estado de solución sólida sobresaturada hasta temperaturas -- más elevadas de calentamiento. El níquel y el manganeso actúan más debilmente sobre la segunda etapa de descomposición de la martensita.

La estructura que se forma como resultado del revenido a temperaturas inferiores a 350°C , se llama martensita revenida. -- Esta es una solución sólida sobresaturada de carbono en el --

hierro α con inclusiones en ella de cristales dispersos de -- carburo Fe_xC (carburo ϵ), que tiene forma laminar. La martensita revenida conserva su estructura acicular, sin embargo, -- se ataca químicamente en forma más intensiva que la no revenida.

El contenido de carbono en la martensita revenida se determina por la temperatura, duración del calentamiento y la composición de la martensita básica. Cuanto mayor es la temperatura de revenido, tanto menor es el contenido de carbono en la solución sólida (martensita).

Con el aumento del tiempo del calentamiento, a estas temperaturas se observa una intensa separación de carbono, posteriormente la descomposición se decelera y cuando la duración del calentamiento es mayor, prácticamente cesa por completo. A -- cada temperatura de calentamiento le corresponde un contenido de carbono en la martensita.

El empobrecimiento de la solución α de carbono conduce a que el grado de tetragonalidad, disminuye gradualmente y a una -- temperatura próxima de los $350^{\circ}C$ se hace igual a 1 (igual que para la red cúbica). Esto indica que la cantidad de carbono -- que queda en la solución sólida α se aproxima a la estable. -- Sin embargo, la red de hierro α se conserva elásticamente deformada. La descomposición de la martensita va acompañada de una disminución del volúmen.

b).- TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA RESIDUAL.- (SEGUNDA TRANSFORMACION DURANTE EL REVENIDO).- A $250 - 350^{\circ}C$ se produce la transformación de la austenita residual. Esta se transforma -- en martensita residual, análogo a la que se forma durante la descomposición de la martensita a las mismas temperaturas y -- tiempo de calentamiento. Este proceso va acompañado de un au-

mento de volúmen, puesto que la austenita tiene mayor densidad que la martensita. Todos los elementos de aleación fundamentalmente el manganeso, cromo y silicio, frenan la descomposición de la austenita, aumentando la temperatura de su transformación.

c).- ELIMINACION DE LAS TENSIONES INTERNAS Y TRANSFORMACION DE CARBUROS.- (TERCERA TRANSFORMACION DURANTE EL REVENIDO). A

350 - 400°C finaliza totalmente el proceso de formación de carbono de la solución (martensita) y transcurre la transformación de carbono, como resultado de la cual se forma cementita ($Fe_xC \rightarrow Fe_3C$).

Simultáneamente transcurren los procesos que conducen a la eliminación de las tensiones internas, que surgen en el acero en relación a los cambios volumétricos producidos por la descomposición de la martensita y la austenita residual.

Por lo tanto, el acero, revenido a temperaturas de 350 - 400°C está compuesto de cristales de ferrita y de pequeñas partículas de cementita distribuidas en ellos.

d).- COAGULACION DE LOS CARBUROS.- (CUARTA TRANSFORMACION DURANTE EL REVENIDO).- A temperaturas superiores a los 350 -

400°C se produce el proceso de esferoidización de los carburos. Las separaciones de los carburos en forma de láminas finas toman una forma redonda y simultáneamente se engrandecen. Como resultado de la coagulación de los carburos la fina mezcla ferrita - cementita o troostita de revenido, a 500 - 600°C

se transforma en una mezcla ferrito cementita más basta, - sorbita de revenido, que a su vez se transforma a temperaturas más elevadas en perlita de revenido. El diametro de las partículas de cementita en la troostita es más o menos de 0.3 X 10⁻⁵ mm., en la sorbita, 10 X 10⁻⁵ mm y en la perlita aumen

ta hasta 30 X 10⁻⁵ mm, gracias a que los carburos se separan dentro de los cristales grandes de martensita, la troostita y la sorbita de revenido hasta temperaturas de 500 - 600°C frecuentemente conservan su orientación en la microestructura y tienen estructura acicular, que exteriormente semeja la de la martensita.

Los elementos que forman carburos (V, Mo, W, Cr, etc.) como también el Silicio, dificultando la difusión del carbono en la solución α , detienen el proceso de coagulación de la cementita. Por eso después del revenido a una misma temperatura del acero, aleado con estos elementos, conserva una dispersión mayor de las partículas de carburo. El níquel y el cobalto practicamente no influyen en el proceso de coagulación. En el proceso de la cuarta transformación durante el revenido del acero ligado tiene lugar un cambio de la composición de la solución sólida α y de los carburos. Por medio de la redistribución por difusión los elementos que forman carburos pasan a carburos, la solución sólida se enriquece con elementos que no forman carburos.

c).- INFLUENCIA DEL REVENIDO EN LAS PROPIEDADES MECANICAS.-

La descomposición de la martensita durante el revenido influye en las propiedades del acero. A bajas temperaturas (hasta 200 - 250°C) la dureza varía insignificadamente. Sin embargo, la resistencia efectiva a la rotura y la resistencia a la flexión aumentan, lo que se explica por la disminución de la intensidad de la red de la martensita como resultado de la separación del carbono de ella.

El aumento de la temperatura de revenido sobre 200 - 250°C disminuye notoriamente la dureza, los límites de rotura y de fluencia aumentan el alargamiento relativo y la extricción.



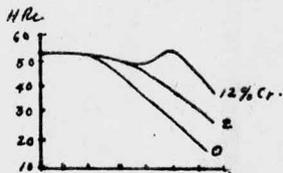
Todos los aceros aleados, sobre todo aquellos que contienen -- elementos que forman carburos, después del revenido a iguales temperaturas poseen una dureza mayor que los aceros al carbono. En los aceros, que contienen gran cantidad de tales elementos, como tungsteno, molibdeno o cromo, como resultado del revenido a altas temperaturas (500 - 600°C) incluso aumenta la dureza. El aumento de la dureza está relacionado con la -- descomposición de la austenita remanente y la separación de -- partículas de carburo en la que dificultan la deformación -- plástica.

Los carburos en la troostita y sorbita de revenido, a diferencia de la troostita y sorbitas de revenido obtenidas como resultado de la descomposición de la austenita sobreenfriada, -- tienen estructura granular y no laminar. La formación de es-- estructuras granulares mejoran muchas -- propiedades del acero. A igual dureza, límite de rotura (σ_r) y alargamiento relativo (δ) el acero con estructura granular posee un valor más alto del límite de fluencia (σ_f), extricción relativa (ψ) y resiliencia (α_c), (fig. V(a), (b)-).

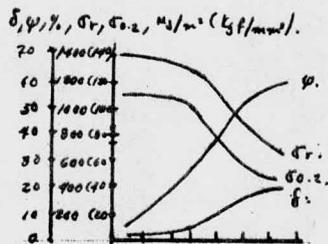
f).- FRAGILIDAD DE LOS ACEROS ALEADOS DURANTE EL REVENIDO.- --

El revenido de algunos aceros aleados puede influir de una -- forma peculiar en la resiliencia y en una serie de casos disminuir su valor. Semejante disminución de la resiliencia reci**bió** el nombre de Fragilidad de Revenido.

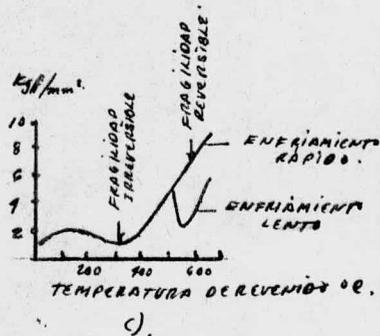
En el acero de aleación puede surgir dos tipos de fragilidad de revenido (fig. V(c)-). El primer tipo de fragilidad llamada irreversible se observa como resultado del revenido efectuado a 250 - 400°C. Una característica es su forma irreversible. Un revenido repetido a la misma temperatura no mejora la resiliencia. La fragilidad de este tipo se elimina con un



a).



b).



c).

INFLUENCIA DE LAS TEMPERATURAS DE REVENIDO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO QUE CONTIENE 0.4% C. (a, b) Y 0.1% C, 1.5% Cr. Y 3.0% Ni (c).

calentamiento sobre 400°C , que disminuye, sin embargo, la dureza. Un calentamiento ulterior a $250 - 400^{\circ}\text{C}$ no produce una disminución de la resiliencia.

El acero en estado de fragilidad de revenido irreversible posee una estructura brillante de fractura intercrystalina por los límites de los viejos granos de austenita.

La causa de esta fragilidad es la separación heterogénea de carburos de la martensita por los bordes y el volumen de los granos, más carburos se separan en las capas limítrofes, lo que provoca la fragilidad.

Hasta ahora no se han encontrado medidas para luchar contra este tipo de fragilidad. No obstante el revenido a $250 - 400^{\circ}\text{C}$ se asegura un alto límite de rotura. Por eso se emplean para los resortes y muelles, para los cuales esta propiedad es fundamental y no se emplea para otro tipo de piezas.

El segundo tipo de fragilidad de revenido se denomina Fragilidad de revenido reversible, se observa en algunos aceros aleados, si estos son enfriados lentamente (en el horno o incluso al aire libre) después de un revenido de $500 - 650^{\circ}\text{C}$ o se exponen largo tiempo a $500 - 550^{\circ}\text{C}$. Este tipo de fragilidad no surge si el enfriamiento a partir de la temperatura de revenido se realiza rápidamente, por ejemplo, en agua o aceite.

Durante un enfriamiento rápido con una temperatura de revenido de $500 - 650^{\circ}\text{C}$, la fractura es fibrosa, típica para el estado dúctil. Después de un enfriamiento lento se obtiene una fractura cristalina frágil.

La fragilidad que surge como resultado de un enfriamiento lento desde $500 - 650^{\circ}\text{C}$, puede ser eliminada mediante el revenido con un enfriamiento rápido, o bien, puede ser producido por medio del revenido repetido con una duración determinada-

a 500 - 550 °C.

La fragilidad de revenido de segundo tipo se observa en los aceros que contienen una cantidad elevada de fósforo o manganeso, silicio, cromo, o introduciendo en forma simultánea en el acero cromo, níquel y manganeso. La introducción en el acero de molibdeno o tungsteno en pequeñas cantidades (0.2 - 0.3 % de Mo ó 0.5 - 0.7% de W) disminuye considerablemente la tendencia del acero a la fragilidad de revenido.

La causa que provoca la fragilidad de revenido de este tipo está relacionada, lo más probable, con la separación, durante el enfriamiento lento de algunas partículas frágiles, carburos, nitruros, fósforos, etc., por los límites intergranulares.

El enfriamiento rápido del acero desde temperaturas altas de revenido conserva los elementos que participan en la formación de estas partículas en la solución, y la fragilidad no surge.

Una serie de investigadores explican la aparición de la fragilidad por difusión de los átomos disueltos de los elementos a los límites intergranulares y la sobresaturada de las capas superficiales del grano con estos elementos sin separación de las fases de dispersión fina (carburos, fosfuros, etc.). Sobre todo ejerce una gran influencia el enriquecimiento de las zonas límites con fósforo, que disminuye el trabajo de formación de grietas intergranulares, lo que conduce al desarrollo de la fragilidad de revenido.

C A P Í T U L O I V

1.- TEMPLE DE ACERO.

a).- Elección de la temperatura de Temple.

b).- Tiempo de calentamiento.

c).- Protección del acero contra la oxidación y la descarbonización.

d).- Velocidad de enfriamiento durante el temple.

2.- TEMPLABILIDAD Y CAPACIDAD DE CALCINACION DEL ACERO.

3.- TENSIONES INTERNAS EN LOS ACEROS TEMPLADOS.

1.- TEMPLE DE ACERO.

Se llama Temple el calentamiento hasta una temperatura de 30-70 grados sobre Ac_3 (para los aceros hipoeutectoides) o Ac_1 (para los aceros hipereutectoides) con un mantenimiento de ésta para finalizar las transformaciones de fase, y un enfriamiento posterior con una velocidad más alta que la crítica -- (para los aceros al carbono, generalmente en agua, y para aceros aleados, en aceite o en otros medios (Fig. W).

El temple no es un tratamiento térmico final. Para disminuir la fragilidad y las tensiones que surgen con el temple y obtener las propiedades mecánicas requeridas, el acero después del temple es sometido a revenido.

El acero para herramientas se somete al temple y revenido para aumentar su dureza, resistencia al desgaste y la resistencia mecánica; y los aceros para construcciones, para aumentar su resistencia (σ_r, σ_f) y la dureza (HV) y obtener una alta plasticidad (ψ, δ) y viscosidad (aH), para una serie de piezas con el objeto de obtener también una alta resistencia al desgaste.

a).- ELECCION DE LA TEMPERATURA DE TEMPLE.- Los aceros hipoeutectoides deben calentarse hasta una temperatura de 30 - 50 - grados sobre Ac_3 (fig. X). En este caso el acero con una estructura original de perlita + ferrita, durante el calentamiento obtiene una estructura austenítica, que durante el enfriamiento con una velocidad superior a la crítica se transforma en martensita.

En el acero hipoeutectoide, calentado sobre Ac_1 (es decir, - en el intervalo $Ac_1 - Ac_3$), después del temple junto con la martensita se conservan zonas de ferrita que no se transformaron en austenita durante el calentamiento. La presencia de-

ferrita disminuye la dureza del acero después del temple y -- sus propiedades mecánicas después del revenido. Por eso, se-- semejante temple incompleto, para los aceros hipoeutectoides, - como regla no se emplea.

El calentamiento del acero a una temperatura bastante superior a A_{c3} produce un crecimiento del grano de austenita, lo que - conduce a la formación, durante el enfriamiento, de martensita de estructura acicular y a una disminución de la viscosidad. Además el recalentamiento aumenta la deformación de las piezas a templar, aumenta la formación de grietas y la descarburación.

Los aceros hipereutectoides son calentados hasta $A_{c1} + (50 \div 70^{\circ}\text{C})$.

Durante este calentamiento se forma austenita, pero se conserva cierta cantidad de cementita, Por eso, después del temple en la estructura martensita fundamental están presentes par-- tículas de cementita no disueltas durante el calentamiento. - Esta estructura garantiza mayor dureza y resistencia al des-- gaste en comparación con la obtenida durante el temple con un calentamiento por sobre A_{est} es decir, de la zona de austenita homogénea. Como resultado de este calentamiento más alto, - el acero obtiene una estructura martensítica acicular sin cementita, pero con una cantidad elevada de austenita residual. La cementita posee una dureza más alta que la martensita; la presencia de austenita también disminuye la dureza. El calentamiento por sobre A_{est} , además, empeora la resistencia a - - causa del engrandecimiento del grano y aumenta la deformación de la pieza durante el temple.

Para los aceros aleados de la clase perlítica las temperatu-- ras de temple se eligen tomando en consideración la posición-

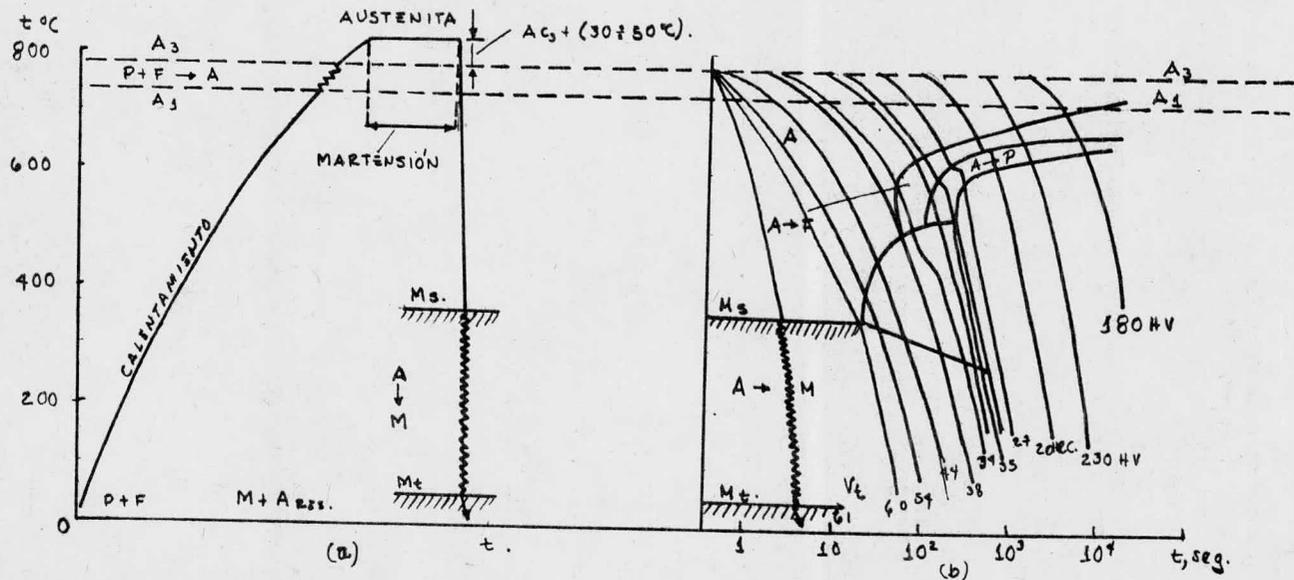


FIG. W ESQUEMA DEL TEMPLE DEL ACERO ALEADO HIPOEUTECTOIDE (a). Y DIAGRAMA TERMOCINETICO (b).

de los puntos Ac_1 y Ac_3 . En este caso es necesario señalar que el níquel y el manganeso bajan los puntos Ac_1 y Ac_3 , mientras que el cromo, tungsteno, molibdeno, titanio y silicio los suben. Por eso, para un mismo contenido de carbono, la temperatura de calentamiento de temple de los aceros aleados puede ser superior o inferior a la temperatura de temple de los aceros al carbono. Para algunos aceros de alta aleación, por ejemplo, los aceros extrarápidos, la temperatura de temple se determina no por la posición de los puntos críticos A_1 y A_3 , sino que por la temperatura de disolución de los carburos en la austenita, para la obtención del grado necesario de aleación de la solución sólida. El aumento de la temperatura de temple en este caso no va acompañada de un recalentamiento, por el motivo de que los carburos frenan el crecimiento del grano de austenita.

b).- TIEMPO DE CALENTAMIENTO.- El calentamiento de temple se realiza en hornos de acción continua e intermitente, generalmente en hornos eléctricos o que funcionan a base de combustible gaseoso o líquido. Se pueden emplear así mismo los hornos en baño de sales, en los cuales la pieza es calentada en sales fundidas.

La elección de la velocidad de calentamiento depende del tipo de dispositivo de calentamiento, de la composición y microestructura original del acero, de la forma y dimensiones de la pieza. Esta debe ser menor para el acero con un contenido elevado de carbono y elementos de aleación y para grandes piezas de compleja figura. En el caso de reducida conductibilidad térmica del acero y una gran diferencia de temperaturas de los volúmenes internos y externos de la pieza, surgen tensiones significativas que pueden producir la torcedura de la

pieza e incluso la formación de grietas.

Al alcanzar la temperatura prefijada de calentamiento, la - - pieza se expone a esta temperatura durante cierto tiempo para lograr su calentamiento total en toda la sección, la finaliza ción de la transformación de fase y el equilibrio de la com- - posición de la austenita en todo el volúmen. Cuanto más alta- es la temperatura de calentamiento, menor puede ser el tiempo- de exposición.

Los productos forjados y laminados hechos de acero de cons- - trucción (cuyo contenido de carbono es de 0.6 - 0.7%) general mente son calentados en hornos con una velocidad de 0.8 - 1.0 minuto por cada milímetro de sección. En el caso de calenta- - miento de las piezas en baño de sales la duración de calenta- miento disminuye dos veces aproximadamente, y si el calenta- miento se realiza en metales fundidos (en plomo), la duración del calentamiento se reduce tres o cuatro veces. El tiempo de exposición frecuentemente se toma igual a 1/5 del tiempo de - calentamiento.

Las herramientas de corte durante el calentamiento de temple se recomienda calentarlas previamente en el horno a 400 - 500 °C. El tiempo de exposición en el horno eléctrico a la tempe- ratura de temple (750 - 900°C) para las herramientas de ace- ro al carbono (0.7 - 1.3% de C) se toma igual de 50 - 80 seg. por un milímetro de diámetro, y de acero aleado, a 70 - 90 -- seg. Al realizar el calentamiento en baño de sales, el tiempo de exposición es respectivamente 20 - 25 seg. para el acero- al carbono, y 25 - 30 seg. para el acero aleado.

c).- PROTECCION DEL ACERO CONTRA LA OXIDACION Y LA DESCARBURA CION.- Durante el calentamiento hasta altas temperaturas en - hornos de rebervero o eléctricos, los gases del horno interac

tuan con la superficie de la pieza calentada. Esto produce la oxidación y descarburación de las capas superficiales del acero.

La oxidación conduce a pérdidas irrecuperables de metal, a un empeoramiento del estado de las capas superficiales y exige una limpieza posterior. La descarburación disminuye la dureza la resistencia al desgaste y la fatiga. Para proteger las piezas contra la oxidación y descarburación se emplean el calentamiento en sales fundidas, en medios gaseosos protectores y en vacío.

Los medios gaseosos protectores se llaman atmósferas contro--ladas, puesto que su interacción con el acero durante el calen--tamiento se puede regular en la dirección requerida. Para es--to se usan: 1) Productos de la disociación del amoníaco (NH_3) o de su combustión parcial ($\text{H}_2 - \text{H}_2\text{O} - \text{N}_2$); gas de generador--($\text{CO} - \text{CO}_2 - \text{N}_2$), previamente depurado del gas carbonico y --secado para prevenir la descarburación; mezcla de gases ($\text{CO} - \text{CO}_2 - \text{N}_2 - \text{H}_2 - \text{H}_2\text{O}$), obtenida como resultado de la combus--tión parcial del gas natural o de alumbrado, gas de hornos de coque y otros gases hidrocarbonados.

En los últimos años comúnmente se emplea la atmósfera endotér--mica, obtenida como resultado de la combustión parcial, a -- $1000 - 1200^\circ\text{C}$, de los gases naturales o industriales hidrocar--bonados en el generador endotérmico (es decir, con calentamien--to externo) en presencia de un catalizador especial. La compo--sición aproximada de la atmósfera endotérmica es la siguien--te: 20% de CO ; 40% de N_2 . 40% de H_2 .

El acero con diferente contenido de carbono puede encontrarse en equilibrio en esta atmósfera solamente si hay una pequeña--cantidad en ella de CO_2 y H_2O .

Variando el coeficiente de exceso de aire, suministrado al ge

nerador, se puede obtener un gas neutral con respecto a la composición dada del acero. Puesto que a la cantidad dada de CO_2 en la atmósfera siempre le corresponde una determinada cantidad de H_2O , entonces, la regulación de la atmósfera se puede realizar por uno de estos componentes.

Generalmente el control se realiza por la cantidad de vapor de agua, que se mide por la temperatura del punto de rocío. La temperatura del punto de rocío varía desde 12°C bajo cero hasta 21°C sobre cero. Cuanto mayor es la cantidad de carbono en el acero y más alta la temperatura de calentamiento, tanto más bajo es el punto de rocío de la atmósfera, reguladas las piezas de calentamiento en cajas con agente empleado para la cementación o bien la pieza se recubre con recubrimientos especiales (por ejemplo, bórax).

d).- VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DURANTE EL TEMPLE.- Los medios refrigerantes (medios para temple), deben proporcionar una alta velocidad de enfriamiento a temperaturas de estabilidad mínima de austenita ($650 - 550^\circ\text{C}$), para prevenir su descomposición en la mezcla ferrito - cementita. Durante el temple, los aceros aleados deben ser enfriados rápidamente también en la zona de temperaturas de transformación intermedia, donde se observa el segundo mínimo de estabilidad de austenita.

Para suprimir la transformación bainítica frecuentemente la velocidad de enfriamiento debe ser mayor que en la zona de temperaturas de transformación perlítica.

Sin embargo, es conveniente un enfriamiento lento en el campo de temperaturas de la transformación martensítica (por debajo de M_s). para evitar la formación de altas tensiones internas que provocan la deformación de las piezas templadas y la formación de grietas.

En calidad de medios para templar para los aceros de baja --
plencia y al carbono, que tienen alta velocidad crítica de --
enfriamiento, se emplea el agua a una temperatura de 20-30°C-
y distintas soluciones acuosas, para los aceros aleados con --
alta estabilidad de la austenita sobreenfriada, se emplea --
aceite y aire. Para el agua, aceite y otros líquidos hirvien-
tes, al sumergir en ellos el metal caliente, se pueden distin-
guir tres etapas, que se caracterizan por la distinta intensi-
dad de enfriamiento: 1) Al principio alrededor de la pieza --
que se enfria se forma una camisa de vapor. En ésta primera --
etapa, llamada Ebullición en capas, la velocidad de enfria- --
miento es relativamente pequeña.-- 2) En el siguiente momen-
to la camisa de vapor se destruye y el líquido en la superfi-
cie de la pieza comienza a hervir, e sdecir, se crea un con-
tacto directo del líquido con la pieza formando burbujas de --
vapor (etapa de ebullición por burbujeo). El enfriamiento en-
esta etapa transcurre a gran velocidad.-- 3) Durante el en-
friamiento posterior por debajo de la temperatura de ebulli-
ción, éste transcurre a una velocidad pequeña y fundamental-
mente a cuenta de la convección.

En la tabla siguiente se da el intervalo aproximado de tempe-
raturas de ebullición por burbujeo y la velocidad relativa de
enfriamiento en la mitad de este intervalo para diferentes me
dios refrigerantes.

El agua como medio para templar posee una gran velocidad de --
enfriamiento, pero tiene una serie de defectos. En primer lu-
gar, el agua tiene etapa- destacada de ebullición en capas, --
que se extiende a un amplio intervalo de temperaturas. En se-
gundo lugar, el poder refrigerante del agua se reduce brusca-
mente al aumentar su temperatura; además, el agua crea una al

Tabla X.

MEDIO REFRIGERANTE	INTERVALO DE TEMPERATURA DE EBULLICIÓN POR BURBUJES °C.	INTENSIDAD RELATIVA DE ENFRIAMIENTO EN LA MITAD DEL INTERVALO DE EBULLICIÓN POR BURBUJES
AGUA. 20°C.	400 - 100	1.
AGUA 40°C.	350 - 100	0.7.
AGUA. 80°C.	250 - 100	0.2.
SOLUCIÓN AL 10% DE NaOH EN AGUA A 20°C.	650 - 100	3.0.
SOLUCIÓN AL 50% DE NaOH EN AGUA A 20°C.	650 - 100	2.0
ACEITE MINERAL 20-200°C.	500 - 250	0.3.

ta velocidad de enfriamiento en la zona de temperaturas de --
formación de martensita (250 - 300 grados por segundo).

Esto es la causa del surgimiento de grandes tensiones estruc-
turales y por consiguiente, de la deformación de la pieza y -
la aparición de grietas. Las propiedades del agua como medio-
para templar se mejoran agregándole sal común, sosa, álcalis-
o ácido sulfúrico. En estas soluciones practicamente se exclu-
ye totalmente la etapa de ebullición en capas, lo que acelera
el enfriamiento a altas temperaturas y lo hace más uniforme.-
Al mismo tiempo, en el intervalo de temperaturas de la trans-
formación martensítica estas soluciones poseen menor poder --
refrigerante que el agua. La capacidad de temple de las solu-
ciones acuosas de sales y álcalis, como regla general, es me-
nos sensible al cambio de temperaturas.

El aceite mineral enfría en la zona de transformación perlíti-
ca e intermedia en forma más lenta que el agua y las solucio-
nes acuosas. Sin embargo el aceite como medio para templar --
posee una serie de cualidades, posee una pequeña velocidad de
enfriamiento en el intervalo de temperaturas de la transforma-
ción martensítica a causa de su elevada temperatura de ebulli-
ción (250 - 300°C). Esto disminuye la posibilidad de forma- -
ción de defectos durante el temple. La capacidad de temple --
del aceite varía insignificadamente - con el aumento de su -
temperatura de 20 a 150°C.

El aceite en comparación con el agua enfría en forma más uni-
forme en todo el intervalo de temperaturas, lo que disminuye-
las tensiones de temple. Sin embargo, el aceite se inflama --
fácilmente y se pone espeso con el tiempo, lo que disminuye -
su capacidad de temple.

Finalmente, algunos aceros de alta aleación se templan duran-

te el enfriamiento en aire tranquilo o húmedo que se insufla a presión. En este caso se consigue la mínima deformación.

2.- TEMPLABILIDAD Y CAPACIDAD DE CALCINACION DEL ACERO.-

Por templabilidad se entiende la capacidad del acero dado de aumentar su dureza como resultado del temple.

La templabilidad del acero está determinada fundamentalmente por el contenido de carbono. Mientras mayor es la cantidad de carbono, más alta es la dureza después del temple (fig. Y).

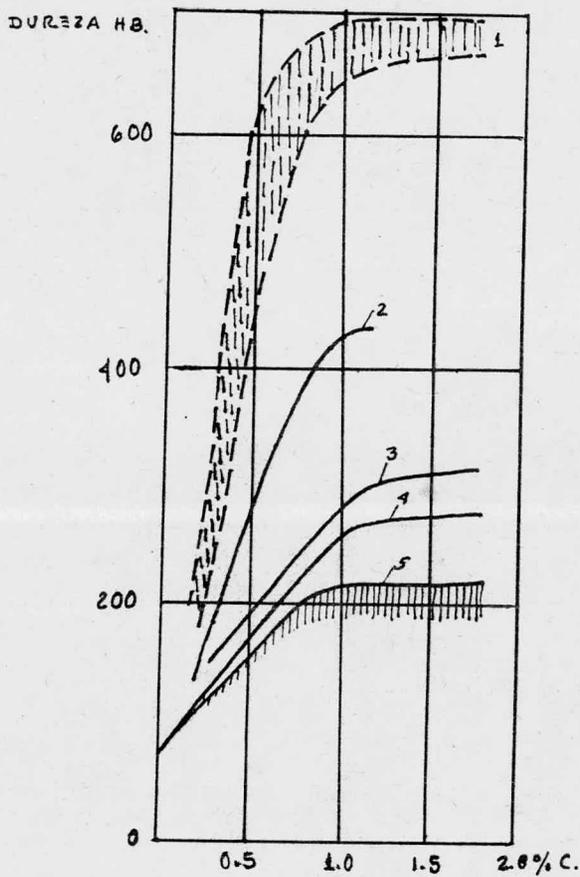
Por capacidad de calcinación se entiende la capacidad del acero de obtener la capa templada con estructura martensítica o troosto - martensítica y alta dureza a una u otra profundidad.

La capacidad de calcinarse está determinada por la velocidad crítica de enfriamiento. Si la velocidad real de enfriamiento en el núcleo de la pieza es superior a la velocidad crítica de temple v_{cr} , entonces el acero obtendrá una estructura martensítica por toda la sección y con ello tendrá una capacidad de calcinación pasante.

Si la velocidad real de enfriamiento en el núcleo es menor -- que v_{cr} (v'_{cr} y v''_{cr}) entonces la pieza se calcinará solamente a cierta profundidad a , a' y la capacidad de calcinación será incompleta. En este caso, en el núcleo se producirá la descomposición de la austenita con la formación de mezcla ferrita - cementita (troostita, sorbita ó perlita).

En el régimen dado de enfriamiento, la capacidad de calcinación es tanto mayor, cuanto menor es la velocidad crítica de temple, es decir, cuanto mayor es la estabilidad de la austenita sobreenfriada.

Por eso, todos los factores que disminuyen la magnitud de la velocidad crítica de temple y que aumentan la estabilidad de la austenita, contribuyen al aumento de la capacidad de calci



DUREZA DEL ACERO EN FUNCION DEL CONTENIDO DE CARBONO DESPUES DEL TEMPLE, NORMALIZACION Y RECOCIDO 1.- TEMPLE EN AGUA 2.- TEMPLE EN ACEITE 3.- NORMALIZACION 4.- RECOCIDO TOTAL (PERLITA LAMINAR) 5.- RECOCIDO A 730-760°C. (PERLITA GRANULAR).

nación.

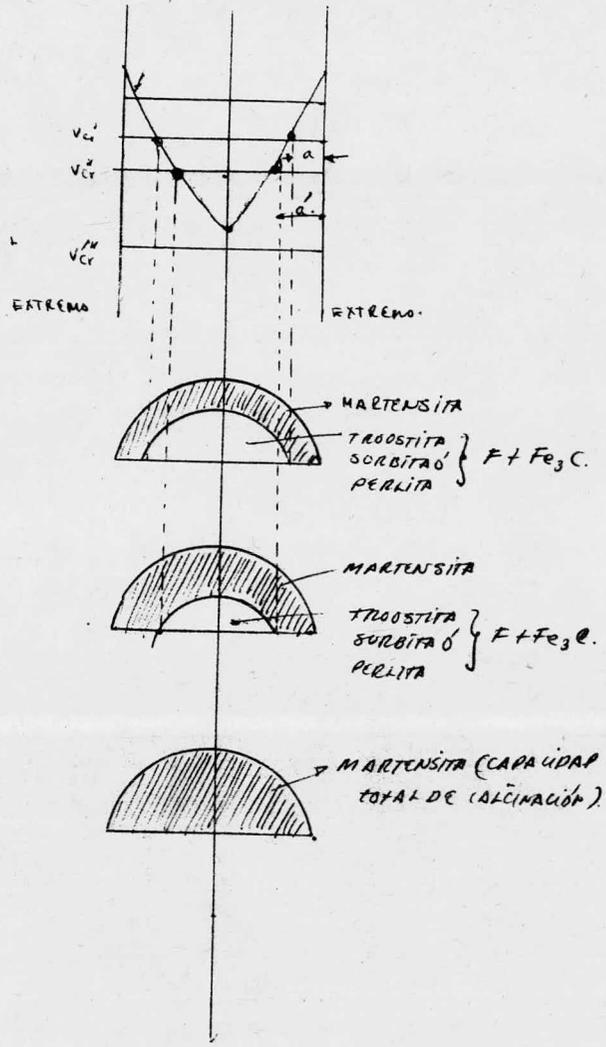
Los aceros aleados gracias a una mayor estabilidad de la austenita sobreenfriada y menor velocidad crítica de enfriamiento, se calcinan a una mayor profundidad bastante mayor que los aceros al carbono. Aumentan fuertemente la capacidad de calcinación el manganeso, cromo, molibdeno; en menor grado, el níquel y el silicio. La capacidad de calcinación aumenta extraordinariamente al introducir simultáneamente en el acero varios elementos de aleación.

Es necesario recordar, que la estabilidad de la austenita sobreenfriada aumenta, y la velocidad crítica de temple disminuye solamente con la condición de que los elementos de aleación no están disueltos en la austenita y se encuentran en forma de carburos, éstos no aumentan la estabilidad de la austenita e incluso pueden disminuirla. Esto se explica por la disminución de la cantidad de elementos de aleación en la austenita y por la influencia de los carburos en los centros de nucleación.

Los carburos de titanio, niobio y vanadio durante el calentamiento para el temple no se disuelven en la austenita y disminuyen la capacidad de calcinación. Los elementos de aleación que se encuentran en forma de carburos, además, afinan el grano de austenita. Esto también aumenta la velocidad crítica de temple y disminuye la capacidad de calcinación. Pequeñas adiciones de boro (0.003 - 0.005 %) aumentan la capacidad de calcinación.

En el caso de temple a corazón las propiedades del acero son iguales por toda la sección de la pieza. En el caso de temple no a corazón el cambio de la estructura del acero en la sección trae consigo las correspondientes variaciones de las pro

VELOCIDAD DE ENFRÍAMIENTO EN LA SECCIÓN.



TEMPERATURA EN FUNCIÓN DE LA MAGNITUD DE LA VELOCIDAD CRÍTICA DE TEMPLE. (V_{cr}). V_{cr} - ACEPO AL CARBONO, V_{cr}'' ACEPO ALEADO, V_{cr}''' ACEPO DE ALTA ALEACIÓN.

FIG. 3

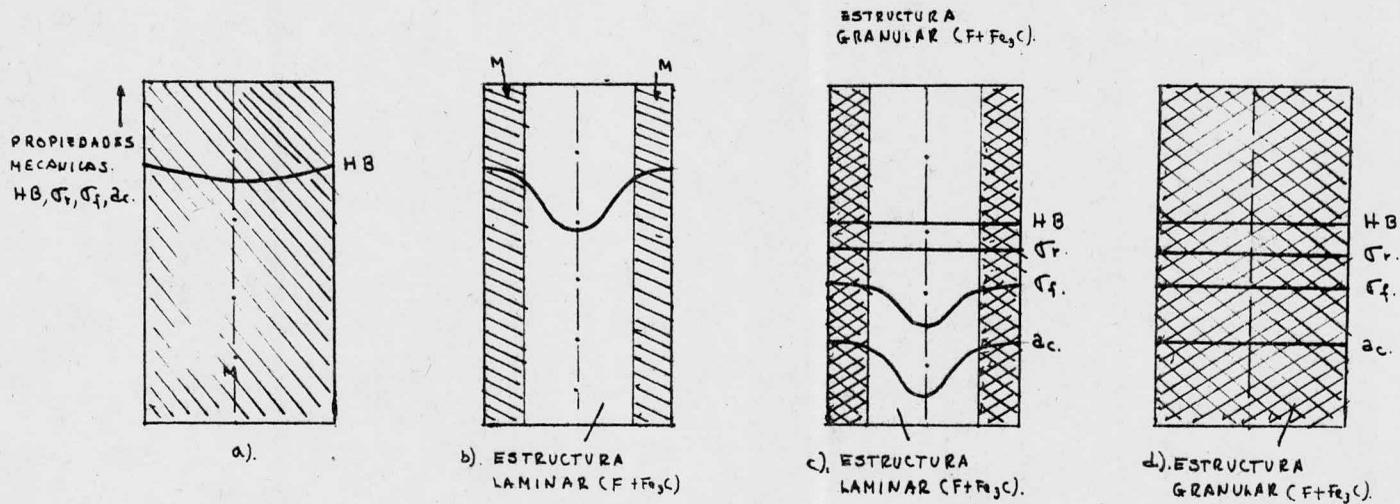


FIG.1

ESQUEMA DE LA INFLUENCIA DE LA TEMPLABILIDAD EN LAS PROPIEDADES MECANICAS DEL ACERO
TEMPLADO (b, b) Y DEL ACERO REVENIDO (c, d).

piedades.

En el caso de calcinación no a corazón la dureza después del temple disminuye de la superficie al núcleo. Después del revenido a alta temperatura la diferencia en los valores de la dureza y los límites de rotura en la sección pueden ser disminuidos considerablemente (fig. 1 (d_c)-). Sin embargo, el límite de fluencia, la resiliencia y la extricción relativa en el núcleo de la probeta se conservan bajos. Esto se explica por el distinto carácter de la estructura de la mezcla ferrito - cementita. En la capa templada, como resultado del revenido de la martensita, se forma una mezcla ferrito - cementita de estructura granular, mientras que en el núcleo, la estructura es laminar.

Si en el núcleo durante el proceso de temple se separó ferrita, esto trae consigo una disminución de σ_f , σ_r , a_c y Hv. Para obtener iguales y altas propiedades mecánicas en toda la sección, en muchos casos es necesario asegurar en el proceso de temple una capacidad de calcinación a corazón.

Por profundidad de capa templada generalmente se considera la distancia que hay desde la superficie hasta la zona compuesta de 50% de martensita y 50% de troostita. Esta zona se llama semimartensítica.

El diámetro de la pieza bruta en cuyo centro después del temple en el medio refrigerante dado se obtiene una estructura semimartensítica, se denomina diámetro crítico. La estructura semimartensítica en muchos casos no garantiza el máximo de las propiedades mecánicas. Por eso, a veces la capacidad de calcinación se determina por la profundidad de penetración de la capa templada con una estructura de 90% de martensita y 10% de troostita. El diámetro crítico para 90% de martensita-

DIAMETRO DE LA
PIEZA BRUTA, mm.

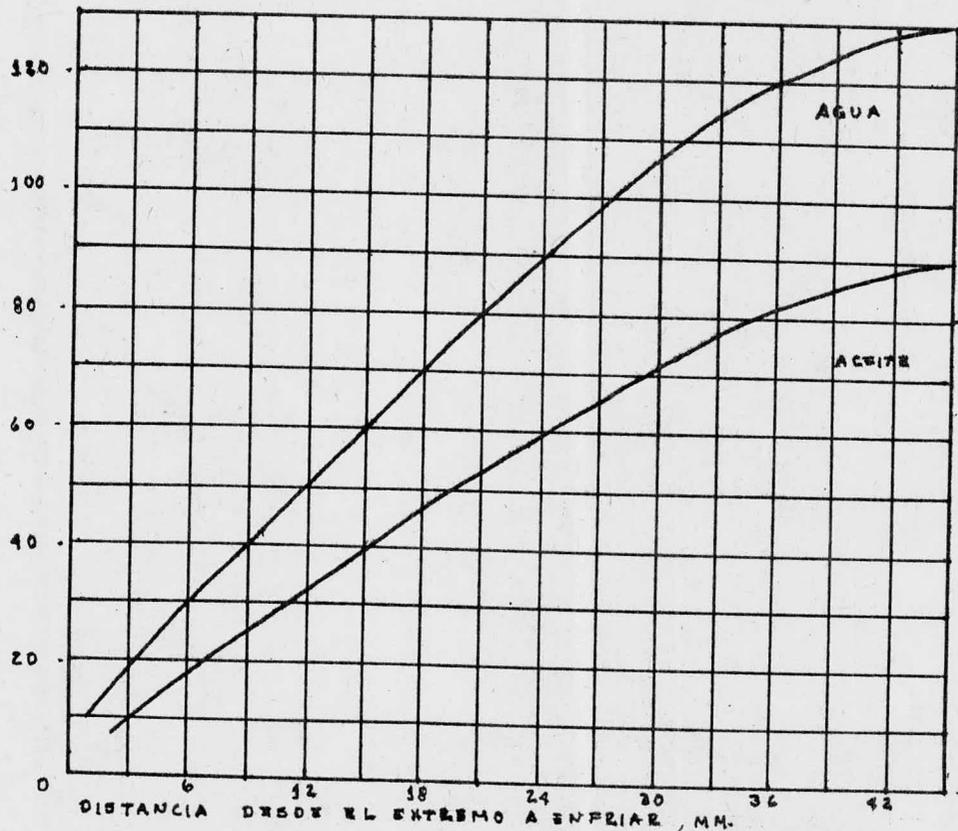


FIG. 2

DETERMINACION DEL DIAMETRO CRITICO SEGUN LA DISTANCIA
HASTA EL EXTREMO A TEMPLAR .

es aproximadamente 20% menor que el diámetro crítico, determinado por la zona semimartensítica. La zona semimartensítica - se determina fácilmente por la microestructura, pero en forma más fácil por la dureza. La dureza de la zona semimartensítica depende de la composición del acero, Así, por ejemplo, para un contenido de carbono de 0.28 - 0.32% la dureza de la estructura semimartensítica del acero al carbono es de 35 Rc, y para los aceros aleados de 40 Rc; para un contenido de carbono de 0.43 - 0.52% la dureza es de 45 y 50 Rc respectivamente.

La capacidad de calcinación del acero en secciones pequeñas - (hasta 15 - 25 mm) es más fácil determinarla por la forma de la estructura de la fractura de las muestras templadas o por la distribución de la dureza en la sección (fig. 1). Para ello la muestra se rompe o se corta. La capacidad de calcinación de las piezas de mayor sección se determina por el método de temple frontal. Los resultados de los ensayos se expresan gráficamente en coordenadas dureza - distancia hasta el costado templado. Determinado a lo largo de la muestra la distancia desde el extremo hasta la zona con dureza, correspondiente a la dureza de la zona semimartensítica del acero dado, se puede determinar el diámetro crítico (fig. 2).

El acero al carbono durante el temple en agua tiene un diámetro crítico de no más de 10 - 15 mm. Al introducir en el acero 1.0% de Cr el diámetro crítico, incluso durante el temple en aceite, crece hasta 20 - 25 mm. La capacidad de calcinación de algunos aceros pueden oscilar en amplios límites en dependencia de la variación de la composición química y el tamaño de grano, admisible para el acero dado. Por eso, la capacidad de calcinación de cada marca de acero se caracteriza-

no por una curva, sino por la banda de capacidad de calcinación (fig. 3).

3.- TENSIONES INTERNAS EN LOS ACEROS TEMPLADOS.

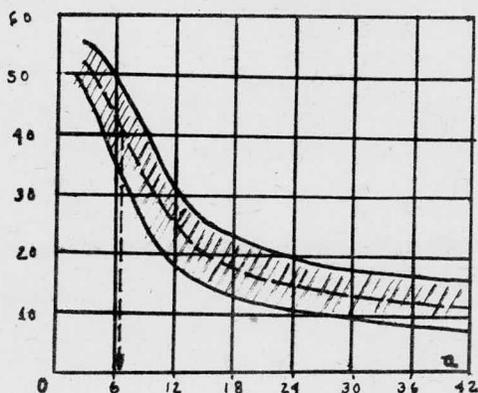
Las tensiones internas durante el temple del acero surgen como resultado del enfriamiento no uniforme de la superficie y el núcleo de la pieza. Estas tensiones se denominan térmicas. Las tensiones producidas por la transformación martensítica se llaman estructurales o de fase.

La distribución desigual de las temperaturas por la sección de la pieza durante el enfriamiento rápido va acompañada del cambio irregular del volumen. Las capas superficiales se contraen más rápidamente que las internas. Sin embargo, la compresión de las capas superficiales se ve dificultada por las capas internas. Esto conduce a que en las capas superficiales se formen tensiones temporales de tracción (es decir que desaparecen después de que la carga deja de actuar) y en las capas internas, tensiones de compresión.

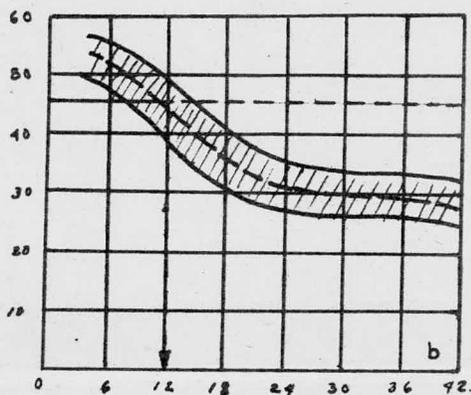
Después de que la superficie se enfría y cesa el cambio de volumen, el núcleo continúa experimentando tensiones térmicas. A causa de esto las tensiones disminuyen y en un determinado instante se produce el cambio de signo de las tensiones en la superficie y en el núcleo (fig. 4 a). Después del enfriamiento final en la superficie quedan tensiones remanentes de compresión, en el núcleo, de tracción.

Examinando las condiciones de formación de tensiones estructurales en el caso de calcinación total (fig. 4 b) y no considerando las tensiones térmicas tenemos: durante el temple por debajo del punto M_s la martensita, en primer lugar, se forma en la superficie, donde el punto M_c se alcanza antes que en el núcleo. Por cuanto la transformación de la austeni-

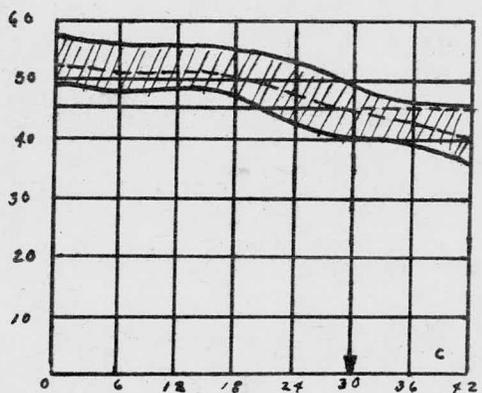
DUREZA HRC.



DUREZA HRC.

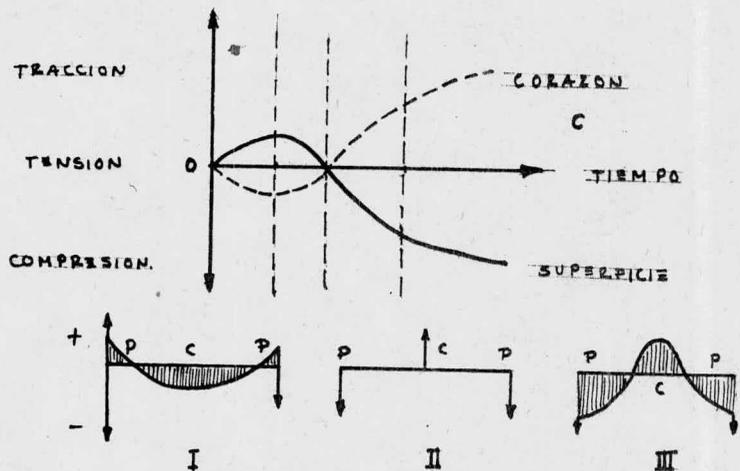


DUREZA HRC.

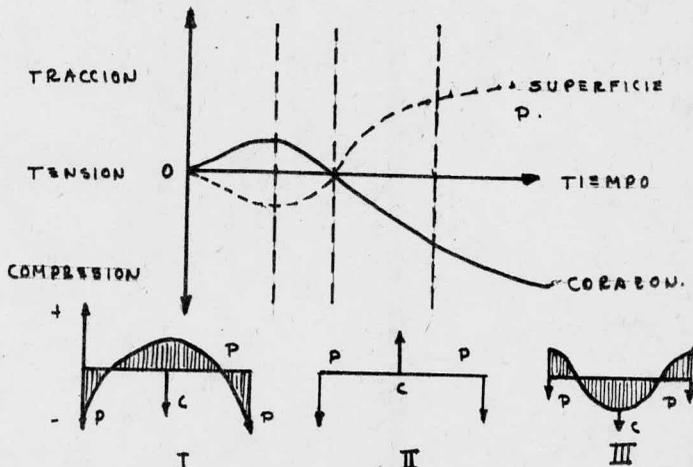


DISTANCIA DESDE EL EXTREMO, mm.

3. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION EN LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO DEL ACERO (LA LÍNEA HORIZONTAL ES LA DUREZA DE LA ZONA SEMI-MARTENSÍTICA). A. ACERO CON 0.4% C
a). 0.4% C + 1.0% Mn b). 0.4% C + 1.5% Cr + 0.18% Mo.



a). DISTRIBUCION DE LA TENSION POR LA SECCION.



b). DISTRIBUCION DE LA TENSION POR LA SECCION.

FIG. 4 ESQUEMA DEL SURGIMIENTO DE LAS TENSIONES TERMICAS a) Y ESTRUCTURALES b). DURANTE EL ENFRIAMIENTO DEL ACERO.

ta en martensita, como se indicó antes, va acompañada de un aumento de volúmen, esto conduce a la formación en la superficie de tensiones temporales de comprensión y en las capas internas, de tracción. A medida que se desarrolla la transformación el signo de las tensiones en la superficie y el núcleo cambian.

Las tensiones estructurales varían en orden inverso con respecto a las térmicas. Como resultado de la transformación martensítica, en la superficie se forman tensiones residuales de tracción, y en el núcleo, de comprensión. Durante el temple surgen simultáneamente tensiones térmicas y estructurales que se adicionan.

En el siguiente esquema (fig. 5) las tensiones térmicas superan a las estructurales, por eso en la superficie se formaron tensiones de comprensión. Sin embargo, es necesario señalar, que en dependencia de la relación existente entre las tensiones térmicas y estructurales pueden obtenerse distintos diagramas de tensiones resultantes, y en las capas superficiales las tensiones pueden tener distinto signo y diferente magnitud. En muchos casos la magnitud de las tensiones internas de fase pueden ser mayor que la de las térmicas.

Las tensiones residuales, obtenidas después del temple, no caracterizan las tensiones que surgen durante el enfriamiento (calentamiento) del acero. Las tensiones residuales son siempre menores que las temporales, que se forman durante el proceso de enfriamiento.

Si la magnitud de las tensiones supera la resistencia al arranque y el metal es poco plástico, entonces las tensiones no pueden ser disminuidas a cuenta de la deformación plástica. Esto conduce a la formación de grietas. Las más peligrosas --

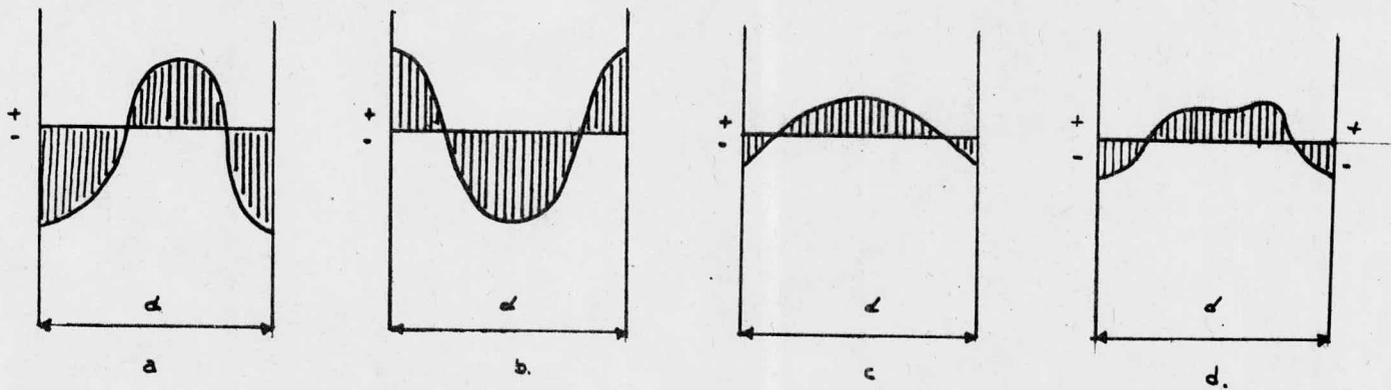


FIG. 3

ESQUEMA DE ADICION DE LAS TENSIONES RESIDUALES a) TERMICAS b) ESTRUCTURALES c) DEBIDAS A LA HETEROGENEIDAD ESTRUCTURAL d) TOTALES.

en este caso son las tensiones de tracción en la superficie, que facilitan la formación de grietas y bajan el límite de resistencia a la fatiga del acero. Las tensiones de tracción surgen fundamentalmente gracias a las tensiones estructurales. Por eso, hay que disminuir las tensiones estructurales. Las tensiones estructurales son tanto mayores, cuanto más alta es la temperatura del temple y la velocidad de enfriamiento en el intervalo de enfriamiento en el intervalo de temperaturas M_s y M_f . Por lo tanto, para disminuir las tensiones estructurales es necesario decelerar la velocidad de enfriamiento a temperaturas inferiores a M_s y no sobrecalentar el acero.

C A P I T U L O V

- 1.- PROCESO DE FABRICACION DE LOS MUELLES.
TIPO DE ACERO UTILIZADO.
- 2.- ANALISIS QUIMICO.
- 3.- PRUEBAS FISICAS.- (ENSAYO JOMINY).
- 4.- PROCESO DE FABRICACION PROPIAMENTE DICHO.
 - a).- Selección y recepción de materia prima.
 - b).- Forja.
 - c).- Temple.
 - d).- Revenido.
 - e).- Defectos.
 - f).- Acabado.

1.- PROCESO DE FABRICACION DE LAS MUELLES.-

Proceso de fabricación de las muelles, dentro de la cual se encuentra la etapa del temple y revenido de las mismas.

En la fabricación de las muelles se utiliza el acero DGN -- (SAE) 5160 con la composición química siguiente:

C, 0.55/0.65, Mn 0.65/1.10, Si 0.20/0.35, Cr 0.60/1.00

Como se aprecia de su composición química, este acero se considera fundamentalmente como un acero al cromo. Esto hace que este tipo de acero después del temple y revenido posea un alto límite elástico por lo cual se aprovecha para la fabricación de las muelles y barras de torsión.

2.- ANALISIS QUIMICO.-

Para la verificación de los contenidos de elementos se analizan principalmente el por ciento (%) de carbono, y el por ciento (%) de Cromo y por ciento (%) de Mn.

Para el análisis del carbono se utiliza el método de combustión directa en un horno de resistencia (aparato Strohlein) o de inducción (Leco) y consiste en pesar 1.0 o 0.5 gr. de muestra (rebaba) de acuerdo con el contenido de carbono. Se coloca en la navecilla de arcilla y se cubre con un acelerador (cobre o estaño), se introduce por uno de sus extremos en el tubo de combustión hasta zona de fusión, se cierra el tubo por sus extremos y se precalienta la muestra 1 o 2 minutos colocando la válvula de paso múltiple en su posición (1), se pasa corriente de oxígeno a una velocidad de 500 a 700 ml/minutos y presión de 0.5 Kg/cm² durante la combustión hasta que los gases lleguen a la marca en la bureta, cerrando inmediatamente la válvula de oxígeno se baja la botella a la mesa y se saca la navecilla.

Se igualan los niveles en la bureta y botella niveladora a la

presión atmosférica.

Se mueve la llave de paso múltiple a su posición (2) y se sube el frasco nivelador al soporte, cuando la bureta se ha llenado de líquido subir un poco más la botella para asegurar el desplazamiento total del gas, al bulbo absorbedor, Se cierra la válvula, posición (3) y se sube la botella hasta que el líquido llene la parte angosta y colocarla de tal manera que coincidan los niveles líquidos de la bureta graduada y del bulbo auxiliar de la botella, ésta lectura nos dará el % de C, que debe ser corregida por un factor, variable de acuerdo con las condiciones de presión y de temperatura ambiente.

Determinación de manganeso:

Material: 1 matraz Erlenmayer de 200 cc.

1 probeta de 50 cc.

Reactivos: Acido nítrico 3-7 Argéntico.

Solución de persulfato de amonio al 5%.

Solución de cloruro de sodio al 1%.

Solución valorada de arsenito de sodio.

Método: Se pesa 0.3 g. de muestra y se coloca en un matraz. - Se agregan 30 ml. de solución argéntica de ácido nítrico 3-7- y se coloca en la estufa para que hierva un rato, procurando para que no se seque. Cuando se haya efectuando la reacción entre la muestra y el ácido, se agregan 20 cc. de solución de persulfato; una vez que se han agregado 20 cc. de agua y se haya hervido, y se espera a que empiece a colorear. Se saca el matraz de la estufa y se coloca aparte unos tres minutos para que la coloración del permanganato formado llegue a su máximo. Se deja aún unos minutos y se lleva el matraz a que se enfríe en el chorro del agua de la llave.

Una vez frío, se vierte dentro del matraz cc. de la solución de cloruro de sodio al 1% y se titula inmediatamente con la solución de arsenito hasta la desaparición del color rosado.

Solución de arsenito de sodio.

Anhidro arsenioso	0.3375 -g.
Carbonato de sodio anhidro	1.02 g.
H ₂ O destilada	1000 ml.

Se disuelve el carbonato de sodio en 1000 ml. de agua hirviendo, se agrega el anhidrido arsenioso hasta disolución, se enfría y se afora a 1 litro.

Solución nítrica de nitrato de plata.

Nitrato de plata	8 g.
Acido nítrico concentrado	10 c.c.
Agua	1000 c.c.

Solución de persulfato amónico.

Persulfato amónico	50 g.
Agua	1000 c.c.

Solución de cloruro de sodio.

Cloruro de sodio	10 g.
Agua	1000 c.c.

-o-o-o-o-o-o-o-

Determinación de cromo en aceros de baja aleación:

Soluciones: Mezcla de ácidos: 4 partes de H₂O, 2 partes H₂S O₄, 1 parte H₃P O₄.

Acidos perclórico concentrado.

KMnO: 0.1 N aprox. (3.16 g / Lt.) guardar en frasco ámbar.

Fe SO₄: al 5% (50 g, Fe SO₄ + 600 ml. H₂) + 100 ML. H₂S O₄ (conc.) aforar a un litro.

Solución tipo de cromo:

1.4142 $K_2 Cr_2 O_7$ g/l. (20°C) exactos 10 ml. = 5 mg. Cr.

Método: muestra = 50 ml. mezcla de ácidos + y oxidación completa son suficiente HNO_3 conc. + hasta disolución completa y aparición de humo blanco y densos de SO_3 .

Enfriar en aire.

+ 10 ml. ácido perclórico conc. + (3-4min. de ebullición). -
Aparición de humos blancos de ClO_4 y color amarillo de la solución. Enfriar al aire + 250 ml H_2O + (ebullición 5 min.) -
Eliminación de cloro.

Enfriar:

+10 ml. solución $FeSO_4$ y titulación enfriado con solución de $KMnO_4$ al color rosa.

Muestra:

3% Cr: 1000 mg.

3% Cr: alícuotas.

Cálculos:

10 ml. $FeSO_4$ + problema se titula con $KMnO_4$ (V_2).

· 10 ml. $FeSO_4$ se titula con $KMnO_4$ (V_2).

10 ml. $FeSO_4$ + 20 ml. solución tipo (10 mg Cr). Se titula con $KMnO_4$ (V_3).

10 mg. Cr ----- ($V_2 - V_3$).

x ----- ($V_2 - V_1$).

3.- PRUEBAS FISICAS.- (ENSAYO JOMINY).

Consiste en probar una muestra del acero a utilizar con las dimensiones del dibujo siguiente. Esta probeta se calienta en un horno ya sea de sales o eléctrico, a 40 - 50 arriba de la temperatura de austenización que en este caso es de 840°C.

Posteriormente se coloca en un dispositivo de sujeción como el mostrado en el dibujo y que se encuentre bañado por un chorro de agua.

Una vez que ha sido puesta en el dispositivo y se ha enfriado, se procede a rectificar dicha probeta 1/16" de profundidad a todo lo largo de la misma.

Posteriormente se rectifica la dureza desde el extremo inferior hasta 1 1/2", y a distancias de 1/16" y se grafica en un papel cuadriculado como el mostrado en la siguiente figura.

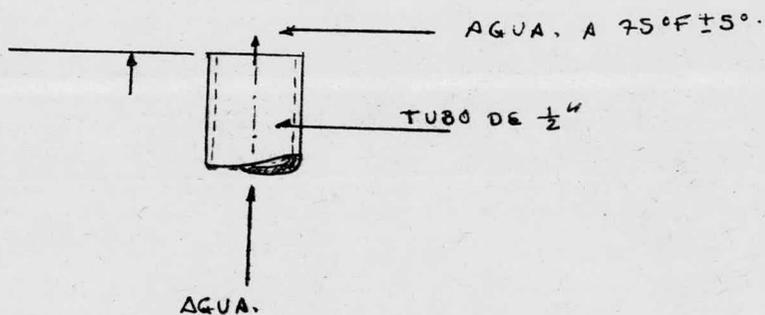
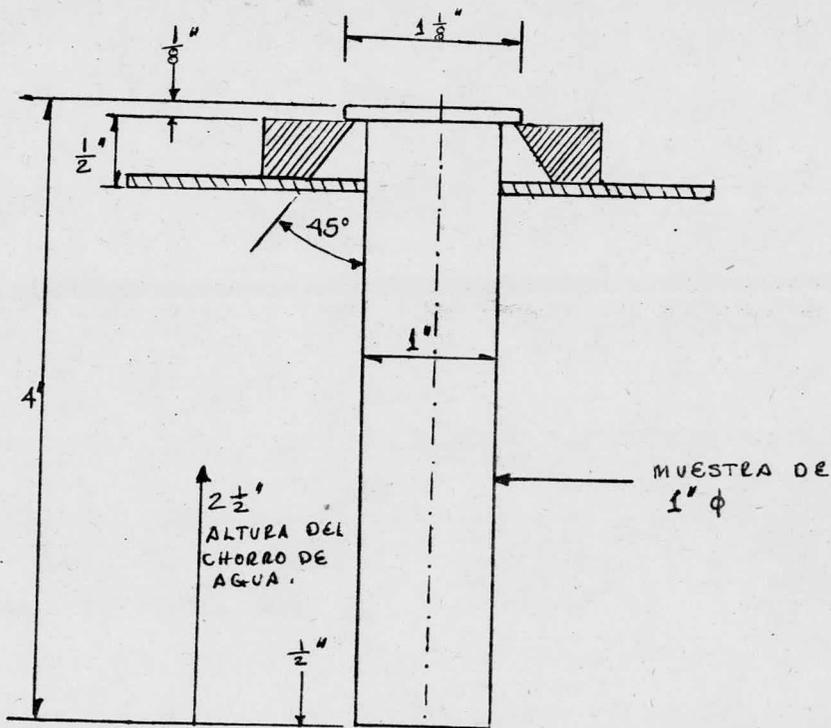
Esto nos dará una curva normalmente descendente que debe de estar dentro de la banda de templeabilidad dada para este acero por la DGN (SAE) del acero 5160.

Una vez que se ha verificado este ensayo y se confirma el mismo se procederá a aceptarse dicho lote para la fabricación del producto exigido. Este tipo de ensayo se podrá verificar para cualquier producto de características especiales y que se basen en normas DGN, SAE, DIN, GOST.

4.- PROCESO DE FABRICACION.

a).- SELECCION Y RECEPCION DE LA MATERIA PRIMA.- Esta se surte por parte de proveedores principalmente AHMSA y Metalurgica México, Aceros Consolidada. Dicha materia prima viene en forma de solera plana con las siguientes medidas en ancho: — 1 1/2", 2 1/4", 2 1/2", 3", 4".

Con los siguientes espesores nominales: 0.204", 0.214", 0.225", 0.237", 0.249", 0.262", 0.276", 0.291", 0.307", 0.323", 0.341"

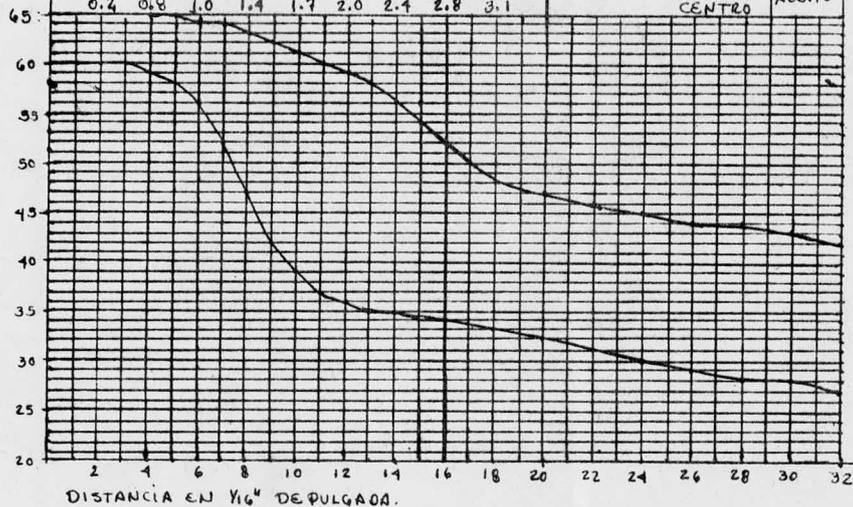


PROBETA PARA LA PRUEBA DE TEMPLABILIDAD JOMINY.

BANDA DE TEMPLABILIDAD PARA ACERO OGN(SAE) 5160

DIAMETRO DE REDONDOS CON IGUAL DUREZA TEMPLE								LOCALIZACIÓN EN Ø.		TEMPLE	
3.8								SUPERFICIE		TEMPLE EN AGUA	
1.1	2.0	2.9	3.8	4.8	5.8	6.7	3/4 DE RADIO DEL CENTRO				
0.7	1.2	1.6	2.0	2.4	2.8	3.2	3.6	3.9	CENTRO		TEMPLE EN ACEITE
0.8								SUPERFICIE			
0.8	1.8	2.5	3.0	3.4	3.8				3/4 DE RADIO DEL CENTRO		
0.5	1.0	1.6	2.0	2.4	2.8	3.2	3.6	4.0	CENTRO		
0.2	0.8	1.0	1.4	1.7	2.0	2.4	2.8	3.1			

DUREZA
ROCKWELL



0.360", 0.380", 0.401", 0.423", 0.447", 0.473", 0.499", 0.527",
0.558", 0.590", 0.625", 0.662", 0.702", 0.744", 0.788", 0.836",
0.887", 0.941", 0.999".

La solera se surte en largo de 9 a 12 metros.

La combinación de el ancho, el espesor, y el largo de la hoja se seleccionan de acuerdo con el tipo de muelle necesitada -- por el consumidor, de acuerdo a su vez con la unidad en donde se va a utilizar dicha muelle.

Generalmente el consumidor de muelles (plantas armadoras en -- equipo original) manda planos de fabricación de acuerdo a unidades ya utilizadas en el extranjero cuyas características -- físicas ya han sido probadas, con anterioridad.

Una vez que se ha seleccionado el espesor, el ancho y el lar--go de la muelle de acuerdo a los planos de las plantas arma--doras, el depto. de Ingeniería procede a la elaboración de -- ordenes de producción internas, en donde se encuentran especi--ficadas las medidas necesarias para la fabricación de las muelles de acuerdo a las necesidades internas de fabricación.

A continuación se muestra una orden de especificación de una--muelle en todos sus pasos de elaboración:

1a. Sección.- FORJA.-

En esta sección primeramente se procede a su corte de la solera de acuerdo a la cantidad de muelles necesitados y a sus diferentes medidas tanto en ancho, como en espesor y en largo -- de cada una de las hojas. Una vez que se ha cortado el número suficiente de hojas se van colocando estibadas en bancos en -- donde caben de 400 a 600 hojas dependiendo de su medida nomi--nal. Posteriormente dicho banco es transportado a cada una de las etapas de forja que consisten en: Formado de rolles para--el caso de las hojas 1ras. y 2das.

El formado de rollos puede ser a mano o a máquina, según el caso.

Una vez que se ha formado el rollo, que es un trabajo en caliente y para lo cual cerca de cada máquina se encuentra un horno de forja en el cual se calienta, el extremo que se va a trabajar, dentro de un rango de temperatura de 1000°C a 1200°C max, y se procede a la formación del rolado en caliente.

Una vez que se ha rolado en caliente y verificada su medida cuando se ha enfriado, se dejan enfriar al aire libre cada una de las hojas. Después de este paso se procede a perforar cada una de las hojas de acuerdo con las ordenes de trabajo y las especificaciones adjuntas. Esta perforación se hace en frío por medio de prensas troqueladoras y en diferentes medidas en los punzones: 17/32", 11/32", 13/32", 15/32", 27/74".

Únicamente cuando la materia prima llega a venir con dureza ligeramente arriba de las normales (29 Rc) para perforar en frío, se procede a calentar el área en donde se perforará, reduciendo de ésta forma el esfuerzo de la máquina perforadora.

Una vez que se ha perforado cada una de las hojas de las que componen la muelle se procederá a pasar a despuntar las hojas en donde se necesitan en cada hoja, esto es, se hace un corte a 30° en las esquinas de las hojas y en cada extremo.

Algunas de las hojas y sobre todo las últimas se procede a despalmarse, esto es, adelgazarse en sus extremos con una máquina de dos rodillos laminadores, uno de ellos excéntrico, esta operación se hace en caliente.

Una vez que cada una de las hojas han sido cortadas, perforadas, despalmadas, roladas y formado de escuadras, se procederá a su tratamiento térmico propiamente dicho.

El tratamiento térmico del acero DGN (SAE) 5160 para muelles,

consiste en el calentamiento del acero a 40 - 50°C arriba de la temperatura de austenización y que será para este caso de 840°C.

c).- TEMPLE→ Una vez que ha adquirido el color de la temperatura de calentamiento correspondiente a 840 - 850°C se procederá a sacar la pieza del horno, la cual se alineará en caliente para evitar al máximo las torceduras.

Posteriormente se coloca en las prensas de sujeción, las cuales se encargan de darle la curvatura requerida de acuerdo al radio pedido en los planos.

Estas prensas se sumergen en aceite de temple, el cual estará a una temperatura entre 40 y 70°C y que estará refrigerado para conservar uniforme la temperatura.

Una vez que la hoja de la muelle se ha templado y enfriado en el aceite se coloca en unos carros transportadores en donde se verifica la correcta curvatura de acuerdo a un patron pre-establecido. La dureza de las hojas de muelle después de temple será de 60 - 61 Rc.

Siguiendo el proceso de fabricación de las muelles, estas se llevarán a la siguiente etapa, la cual será la de revenido.

d).- REVENIDO.- El revenido de las hojas de muelle se puede efectuar en hornos continuos o intermitentes en donde se calentará durante 30 minutos a la temperatura de 475°C.- Después de la cual la dureza será de 44 - 47 Rc con estructura de martensita revenida.

Una vez que ha sido revenida deberán de enfriarse las hojas sumergiéndose en agua y de ésta forma eliminar la fragilidad de revenido que se forma con este tipo de aceros con contenidos relativamente altos de cromo.

e).- DEFECTOS.- Los defectos que pueden tener las hojas de --

acero DGN (SAE) 5160 durante el tratamiento térmico se pueden resumir en:

GRIETAS.— Que surgen durante el temple en aquellos casos cuando las tensiones internas de ler. género superan la resistencia del metal al desprendimiento. Las grietas internas se forman a temperaturas inferiores al punto M_s , generalmente después de finalizar el enfriamiento.

La temperatura M_s a la cual empieza la transformación martensítica se saca de acuerdo con la fórmula:

$$M_s (^\circ F) = 1000 - (650 \times \% C) - (70 \times \% Mn) - (35 \times \% Ni) - (70 \times 5 Cr) - (50 \times \% Mo).$$

Esta fórmula está de acuerdo con (R. A. Gange y N. M. Stewart, Metals Technology June 1946).

La tendencia a formar grietas crece al aumentar en el acero el contenido de carbono, la temperatura de temple y la velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperatura de la transformación martensítica.

Esta crece con el aumento de la capacidad de calcinación.

Otra causa de la formación de grietas es la concentración de tensiones locales. A la concentración de tensiones contribuye el cambio brusco de la sección de la pieza, o cavidades salientes, pros, etc.

La grieta es un defecto irremediable para las piezas de acero. Para evitar su formación se recomienda:

- 1).— Realizar el temple desde temperaturas lo más bajas posibles para las piezas que se calcinan totalmente.
- 2).— Durante el diseño de la pieza se deberá de evitar salientes bruscos, ángulos agudos, brascas transiciones de secciones gruesas a delgadas, etc.
- 3).— Un enfriamiento lento en el intervalo de temperaturas -

martensítica, que se alcanza mediante dos medios y por medio del temple escalonado.

4).- El temple isotérmico.

5).- El revenido inmediatamente después del temple.

Deformación y Torcedura.- La Deformación, es decir, la variación de las dimensiones y forma de la pieza, transcurre durante el tratamiento térmico bajo la acción de las tensiones - - térmicas estructurales.

La Deformación asimétrica de la pieza en la práctica se llama torcedura.

La Torcedura se observa con frecuencia en el caso de un calentamiento de temple irregular y a alta temperatura, una posición inadecuada de la pieza durante su inmersión en el medio para templar y alta velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperaturas de la transformación martensítica. La eliminación de estos factores disminuye considerablemente la torcedura.

La torcedura es más difícil de eliminar en piezas largas y delgadas. Para disminuir la torcedura, las piezas se enfrían durante el temple en estado apretado (en prensas, matrices o dispositivos especiales). Los mejores resultados se logran si la pieza se coloca en una matriz o en un dispositivo de sujeción. Luego de enfriarla hasta la temperatura M_s . En el momento cuando transcurre la transformación martensítica el acero se ablanda, en este estado el acero se enderaza fácilmente en una estampa. Ya que las hojas de una misma muelle han tenido el tratamiento térmico correcto, se pasa al siguiente paso y que consiste en el shootpening.

Shootpening.- Cuya traducción en español es granallado, y este proceso consiste en el golpeteo mecánico de la superficie-

de la hoja por medio de granalla de acero que crea una capa fina endurecida de 0.2 a 0.8 mm. de espesor, el cual aumenta la vida útil de trabajo de la hoja de la muelle completa.

El Granallado crea en las capas superficiales tensiones residuales de comprensión, que reducen las tensiones de trabajo de tracción de las fibras externas, este proceso además uniformiza la capa superficial eliminando las tensiones residuales que pudieran quedar después del tratamiento térmico y esto también es otro factor que aumenta la vida de la muelle. Posteriormente a este proceso se procederá a el armado de la muelle y que será de acuerdo a las órdenes de especificación y de acuerdo también a los planos de las plantas armadoras. Dicha muelle se armará hoja por hoja y se colocará un tornillo sujetador de centro y que será remachado, además a los lados llevarán 2 abrazadas que servirán para conservar las hojas en su lugar.

Entre hoja y hoja se untará una capa de grasa a base de litio para prevenir la corrosión interna, además del fácil deslizamiento de las hojas.

Para el armado se utiliza una prensa sujetadora a base de un pistón neumático que las aprisionará con el fin de que pueda ser remachado el tornillo de centro. Una vez que ha sido remachado el tornillo de centro, queda lista la muelle para su siguiente paso y que será el de pintura.

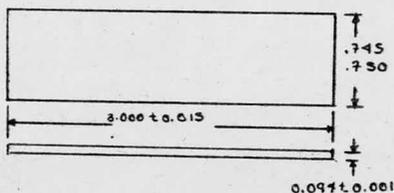
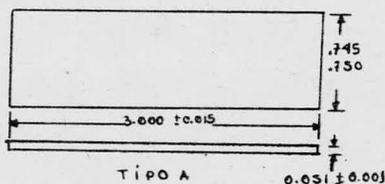
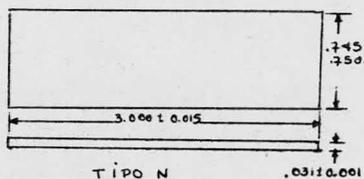
Pintura.- Las muelles serán limpiadas de los residuos de grasa que pudieran tener y se pintarán de laca negra automotiva, que la protegerá exteriormente de la corrosión.

En ésta sección asimismo se inspeccionará el correcto armado con las hojas correspondientes.

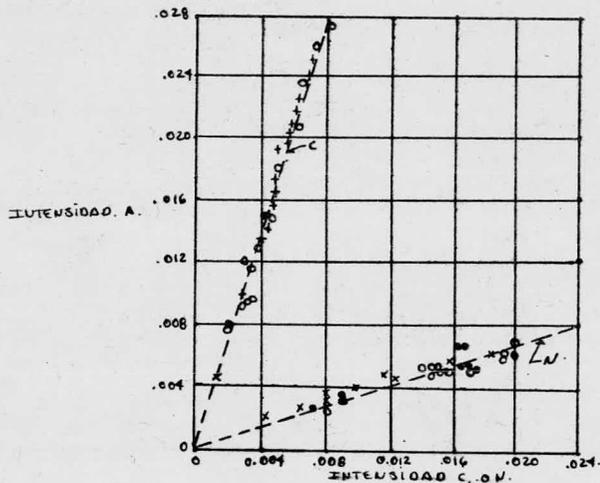
Una vez que se ha pintado de negro se pondrá el nombre del fa

DATOS DEL SHOOTPENNING .

Para verificar el granallado o shootpenning se utiliza la curvatura de una lana , para lo cual se utiliza una lámina de acero bajo carbón con las siguientes medidas :

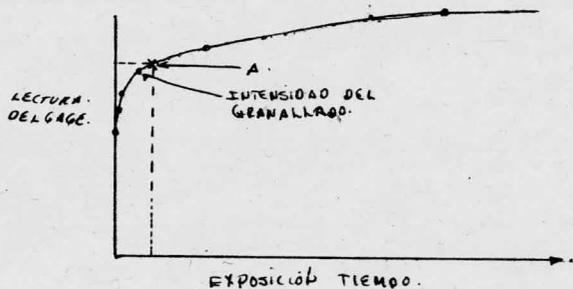


Esta lana se sujeta por medio de tornillos a una barra y se introduce en el interior de la máquina de granallado comprobando de esta manera la intensidad del granallado .

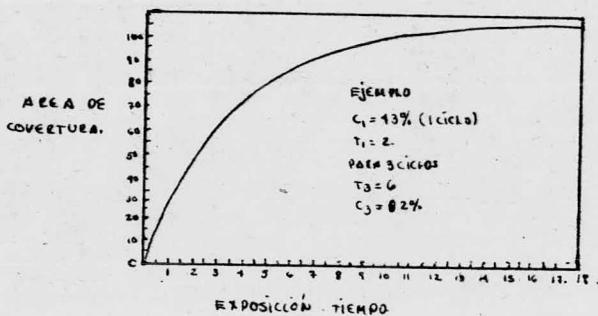


GRAFICA DE RELACION DE A, N, Y C. SOBRE UNA LANA GAGE Nº 2.

También se verifica la intensidad de granallado de acuerdo con la siguiente gráfica .



Además de esto se verifica la cobertura que consiste en verificar el área en % cubierta por el golpeo del granallado y para esto se utiliza la siguiente gráfica :



bricante que será en un color que resalte sobre el fondo negro y de acuerdo a las identificaciones del cliente.

Así mismo se identificarán con un color correspondiente al mes de embarque, y que se hace con fines de controlar el producto elaborado en el caso de una anomalía o defecto en las muelles.

El tipo de laca usada es laca automotiva diluida con thinner y aplicada por medio de una pistola y aire comprimido, todo tipo de color es aplicado con laca de color y diluida con thinner.

Una vez pintadas se estiban las muellas colocándolas sobre una ~~traviesa~~ y apilándolas en capas y separadas por unas maderas atravezadas.

Esta ~~traviesa~~ se suben a los camiones de plataformas por medio de un montecargas y se procederá a su embarque a su destino - que es las plantas armadoras de automóviles y camiones.

C A P I T U L O V I

1.- PROCESO DE FABRICACION DE LAS BARRAS DE TOR-
SION.

1.- PROCESO DE FABRICACION DE LAS BARRAS DE TORSION.

Las Barras de Torsión son un producto utilizado en el sistema de suspensión en los automóviles Renault y Volkswagen en nuestro País principalmente.

Estas barras de torsión sirven para absorber los movimientos de arriba a abajo de los neumáticos y está basado en la propiedad que tienen el acero DGN (SAE) 5160 de absorber las fuerzas de torsión ejercidas sobre la misma debido a su alto límite elástico.

Las barras de torsión se fabrican de un acero DGN (SAE) 5160 de 7/8" de ϕ y posteriormente torneado y rectificado a 3/4", con el fin de eliminar todo trazo de decarburación y grietas superficiales.

Esto se hace con el fin de eliminar un posible punto de concentrador de tensiones y que pudiera ser la causa de el inicio de una grieta superficial.

Una vez que ha sido rectificado, se procede a cortarse a la medida requerida tomando en consideración los extremos que van a ser forjados.

Una vez que se han cortado las piezas se llevan a un horno de forja circular en donde se colocan las piezas y se van calentando paulatinamente y solo hasta la temperatura de 1200 - 1250°C tomando en cuenta el diagrama de calentamiento para piezas de forja ilustrado en la siguiente hoja. Con esto se evita en lo más posible la decarburación superficial, una vez que está a la temperatura adecuada se forja un extremo y se aumenta el volumen del mismo ya que de esta manera se tendrá material para proceder al siguiente paso, esto se hará en ambos extremos y se sumergirá en un material refractario haciendo que con esto se forme un enfriamiento lento y nos de -

una estructura de grano uniforme y homogéneo fácil de maquinarse.

El refractario usado normalmente es el denominado comercialmente Carlita. Una vez que están forjadas ambas cabezas se pasará a un torno donde se obtendrán las medidas requeridas en ambos extremos.

Una vez efectuado este paso se pasa a las brochadoras en donde se maquinan los extremos con ranuras a lo largo de la barra que servirán para su ensamble posteriormente.

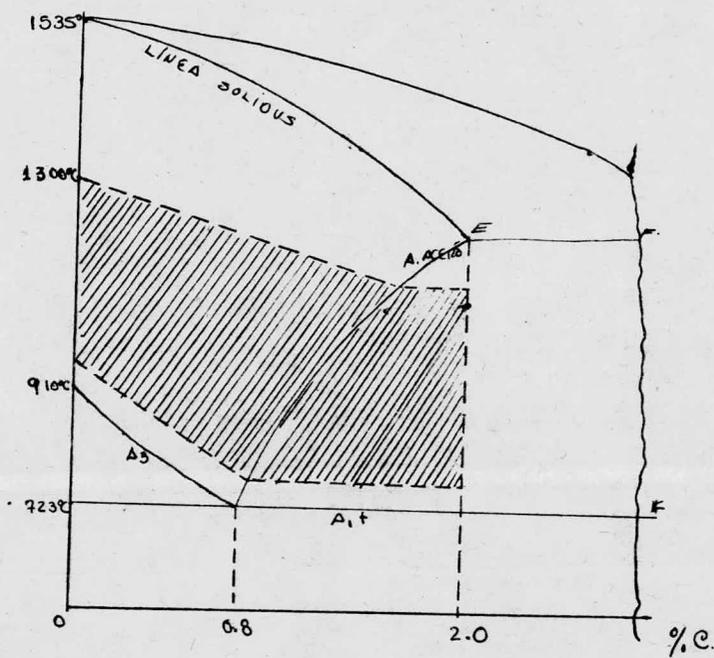
Una vez maquinadas por completo se procederá a su tratamiento térmico que será en horno de baño de sales fundidas neutras, que evitarán de este modo la descarburación superficial, con una cantidad mínima de cianuro de sodio 3-4% y carbono en forma de grafito.

La cantidad de Na Cn deberá ser mínima y para eso se analizará por el método descrito a continuación, también se puede utilizar un método práctico que será colocando una hoja de afeitar común y corriente que no sea de acero inoxidable, si la hoja se quiebra después de estar sumergida en las sales del horno quiere decir que el baño de sales está cementado.

Método para determinar el contenido de cianuro de sodio en baños de tratamiento térmico.

Preparación de la muestra:

- 1.- Pese 5 gr. de material y transfíeralos a un matraz de aforación de 500 ml.
- 2.- Agregue aproximadamente 250 ml. de agua destilada.
- 3.- Agite para disolver la porción soluble en agua y diluya la solución a 500 ml. exactamente.
- 4.- Filtre en papel filtro (Whatman No. 4), no lave el filtro con más agua adicional.



INTERVALO DE TEMPERATURA. PARA FORJA DE LOS ACEROS AL CARBON.

Determinación de Cianuro:

- 1.- Pipetee 50 ml. de la solución filtrada (PELIGRO, no se use la boca) a un matraz Erlenmeyer de 250 ml.
- 2.- Agregue 5 ml. de NaOH conc. y 5 ml. de KI al 10%.
- 3.- Titule con AgNO_3 0.1 N hasta que una gota dé un precipitado permanentemente amarillo, agitando después de cada adición. Use fondo negro si es posible.

1 ml. AgNO_3 (0.1 N) = 0.0098 gr. de NaCN .

% NaCN = ml. (AgNO_3 0.1 N) X 1.96.

Nota:

Si hay azufre presente se desarrollará un color negro o café que enmascara el punto final. En este caso tome 150 ml. de la solución acuosa y agite con 2 gr. de PbCO_3 seco. El plomo se precipitará como PbS negro, se filtra la solución y use 50 ml. de la misma para la determinación.

Una vez que ha sido analizada la mezcla en el baño de sales se procederá a el temple de las piezas.

Se tomará la temperatura del horno que deberá ser de 810°C - $820^\circ\text{C} + 30^\circ\text{C}$ max. que consideramos como la temperatura de austenización.

Las barras de torsión se precalientan en una sección aneja al horno de temple, ésto es con el fin de que no exista un choque térmico de las piezas y haya proyecciones de las sales fundidas.

Una vez precalentadas a la temperatura de 400°C . aprox., se pasan a un primer horno de sales y se sumergen durante 5 minutos, en dicho horno la temperatura bajará aproximadamente unos $40 - 50^\circ\text{C}$ y de aquí se pasan a un segundo horno de sales

fundidas en donde se sumergen durante otros 5 minutos. Esta operación se hace con el fin de que no disminuya la temperatura en el segundo horno y no varíe la temperatura de austenización.

En este horno la temperatura se conservará estable a la temperatura de 820°C, en donde se supone toda la masa del acero estará en la zona de austenización, se casa del baño de sales fundidas y se sumerge en el aceite de temple con una temperatura de 40°C a 70°C aproximadamente.

Una vez que se ha enfriado en el aceite se sacarán las piezas y se sumergen en un baño de agua caliente 30 - 40°C, esto es para evitar la fragilidad de revenido ya mencionada anteriormente.

Estas muestras se limpiarán y se lijarán superficialmente debiendo de tener una dureza de 59 - 61 Rc.

Las muestras se colocarán en un horno de revenido con temperatura controlada y uniforme y mantenerse durante 1/2 hora a 475°C.

Después del revenido deberá de tener una dureza de 44 - 47 Rc.

Estas barras se pasan a una máquina pretorsionadora en donde se les dará una torsión de 25° aproximadamente que servirá de ensamble en la unidad.

Una vez pretorsionada se pasan a un equipo de magnaflux con el fin de detectar en la superficie grietas ya sea de templado, revenido o pretorsionado. Estas grietas son concentradores de tensiones y pueden provocar el acortamiento útil de la vida de la barra de torsión.

Una vez que ha sido revisada se pasa a la máquina de granallado o shootpenning, la cual le proporcionará una capa de --

0.2 a 0.8 mm. de espesor, que sirve para uniformizar la superficie de la misma y eliminar un posible punto en donde se puede originar la ruptura de la pieza y de este modo alargar la duración de la barra de torsión.

Este granillado se llevará a cabo en toda la superficie de la barra con excepción de las cabezas que ya estarán maquinadas y pueden sufrir ligeras distorsiones que dificultarán su ensamble posterior, estas se protegen con tubos de acero.

Posteriormente se pasan al pintado electrostático el cual será hecho por polvos pigmentados especiales de color negro y se pasarán a una estufa secadora con una temperatura de 250 - 300°C durante 15 minutos.

Esto servirá para homogeneizar la pintura y hacerla fluida, quedando de esta manera brillante y uniforme por la licuación y el secado posterior. Las barras de torsión secas se protegerán para su embarque con tubos de cartón que las protegerán de golpes y rayaduras.

Estas se embarcarán según la colada tratada y se enviarán a las plantas armadoras previa aceptación de tres muestras que hayan pasado la prueba de fatiga, además de las características físicas pedidas (metalografía y dureza Rc.).

La prueba de fatiga consistirá en hacerlas torsionar en una máquina tornisionadora un mínimo de 100,000 ciclos y 25 de torsión para que se considere dicha muestra como apta para ser ensamblada.

Esta prueba se hará en planta de fabricación para asegurarse que el producto fabricado está de acuerdo con las normas exigidas y también se efectuará en las plantas armadoras como aseguramiento de la calidad de los embarque recibidos por los mismos.

Una vez pasada dicha prueba y que sea aprobada como buena, -- dicho embarque se aceptará y se procederá a seguirse con los trámines correspondientes.

Este tipo de piezas, así como las muelles, están fabricadas para uso de los vehículos de combustión interna y se usa en el sistema de suspensión trasera, tanto de los vehículos Volkswagen y Renault.

R E S U M E N:

Este tipo de acero SAE (DGN) 5160 se utiliza para la fabricación de muelles y barras de torsión, debido a que después del temple y revenido tiene un alto límite elástico, lo que permite usarse para el trabajo de flexión y torsión a la que están sometidas estas piezas.

Este acero se somete al temple en hornos de baños de sales neutras con el fin de evitar la descarburación en las barras de torsión y en hornos de cámara con atmósfera reductoras en el caso de las hojas de muelles.

TEMPLE DE ACERO SAE 5160 PARA HOJAS DE MUELLE.

Se calienta el acero hasta una temperatura de $840^{\circ} + 20^{\circ}\text{C}$, y el régimen de calentamiento será de 1 hora por pulgada de sección y para el caso de las hojas con un espesor de $1/2''$ — será de $1/4$ de hora.

Una vez que la temperatura de calentamiento sea uniforme en toda la sección se procede a introducirse en el baño de aceite en donde se templará dandonos una estructura martensítica con una dureza de 60 Rc., de acuerdo con el diagrama TTT para este acero, fig. 1.

Una vez que la pieza se encuentra a la temperatura ambiente se introduce en el horno de revenido a una temperatura de 475°C con el fin de obtener una estructura bainítica con una dureza de 44-47 Rc.

Inmediatamente después del revenido se enfrían las piezas en agua con el fin de evitar la fragilidad de revenido en este tipo de acero.

Técnicamente decimos que las propiedades físicas de este tipo de acero se mejoran si se enfría rápidamente, fig. 2.

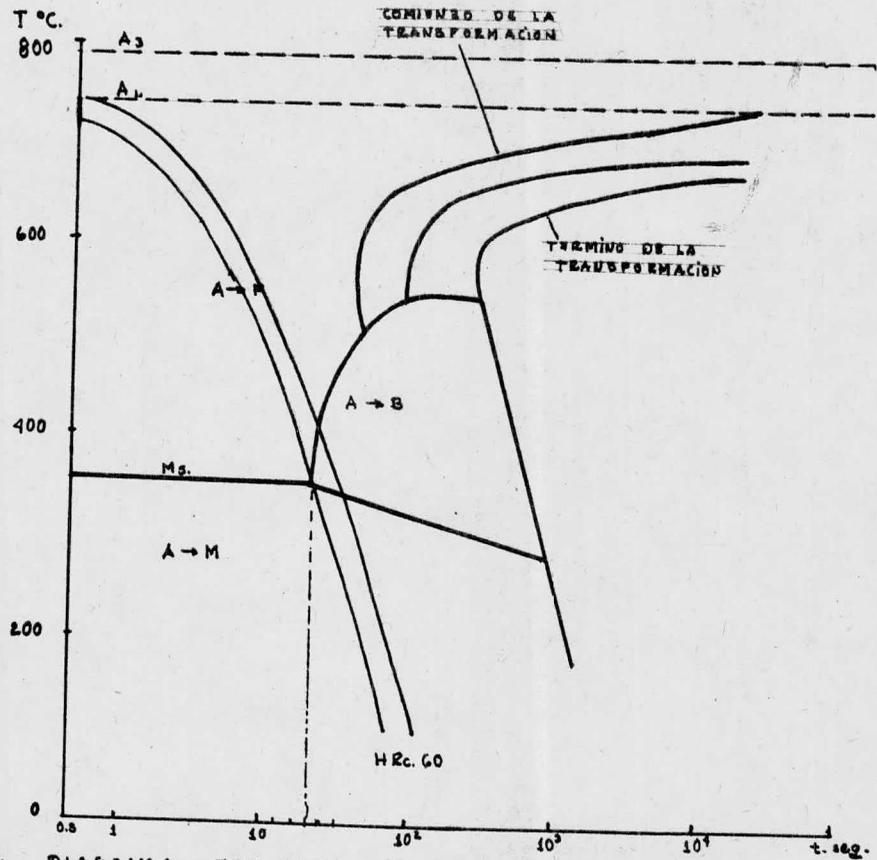


FIG. 1. DIAGRAMA TTT PARA ACERO 5160 (SAE). DGN.

El acero SAE 5160 que se utiliza para la fabricación de muelles debe poseer alto límite de elasticidad (fluencia) y de fatiga con suficiente plasticidad y ductilidad.

La magnitud del límite de elasticidad para el acero 5160 deberá no ser inferior a 100 kgf / mm², la plasticidad $\delta = 5 \%$ y $\psi = 20 - 25\%$.

El límite de fatiga deberá no ser menor a 50 - 55 kgf / mm² - cuando trabajan a la flexión y 30 kgf / mm² cuando experimentan torsión.

Estas características físicas son las que nos hacen proponer el acero 5160 para la fabricación de muelles y barras de torsión .

TEMPLE DE ACERO 5160 EN FORMA DE BARRAS DE TORSION.

Este acero se somete a el temple en horno de baño de sales neutras con el fin de evitar la descarburación superficial, - que puede ser el inicio de concentrador de tensiones y producir de esta manera el inicio de una grieta superficial y determinar la corta vida útil de la pieza, y con el fin de evitar torcimientos debido a un calentamiento no uniforme.

La temperatura de temple será de 840°C + 20°C y el régimen de calentamiento será de 25 - 35 seg. por cada milímetro de diámetro, así que las barras de torsión son de aproximadamente de 19 mm de y el tiempo de calentamiento será de 8 min.

Después del calentamiento uniforme de la pieza se sumerge en el baño de aceite para temple obteniéndose una estructura martensítica con dureza de 60 Rc.

Después del temple la pieza se reviene a la temperatura de 475°C, obteniéndose una estructura bainítica con dureza de 44 - 47 Rc.

Después del revenido se deberá enfriar rápidamente en agua para evitar la fragilidad de revenido de la que ya hablamos anteriormente.

Las propiedades físicas las consideraremos similares que para las de las hojas de las muelles.

C O N C L U S I O N :

La función que desempeña el Metalúrgico en el temple y revenido del acero SAE (DGN) 5160 utilizado en la fabricación de las muelles y barras de torsión es la siguiente:

1.- Debe verificar correctamente la calidad del acero conforme a las especificaciones de SAE (DGN) 5160, utilizando para ello el ensayo Jominy.

2.- Verificar la uniformidad de los lotes de acero enviados, de acuerdo a las coladas estipuladas por el fabricante de cada remisión, haciendo para ello varias pruebas Jominy.

3.- Deberá de montar varias probetas metalográficas, con el fin de verificar el tamaño de grano, así mismo deberá verificar las dimensiones de la descarburación superficial, si es que la hay. Dichas probetas serán tomadas de cada una de las coladas estipuladas y además deberá de confirmarlo personalmente.

Una vez que haya aceptado la colada ordenará que se identifique con algo, en donde no quede lugar a dudas en cuanto a tal, o -- posteriormente mezclas de material.

4.- Deberá vigilar la materia prima correspondiente como buena, durante el proceso y cuidar que los procesos de temple se lleven adecuadamente en el tiempo de calentamiento y a la temperatura adecuada, vigilando también la temperatura de los hornos de temple, usando para ello el pirómetro óptico y el pirómetro de galvanómetro.

El tiempo, se checará de acuerdo a la sección del material usado, y se utilizará para ello un reloj convencional o un cronómetro.

El tiempo de exposición se deberá vigilar correctamente puesto - que un mayor tiempo de calentamiento dará como resultado piezas-
descarburadas superficialmente que afectarán la pieza.

En el revenido deberá de vigilar el tiempo de revenido y la temperatura de calentamiento utilizando los pirómetros de galvanómetro y en algunos casos como comprobación utilizará los crayones-
de temperaturas hasta 600°C que los distribuye en México U.T.P.

En Resumen: el papel del Metalurgista consiste en observar y pensar detenidamente el tiempo y la temperatura de calentamiento en los diferentes hornos durante el proceso de tratamiento térmico-
en general, de tal forma que obtenga las propiedades físicas deseadas para la fabricación de cada pieza (muelle o barra de torsión) así como la verificación correcta del material que se recibe para cada caso.

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

- METALURGICA Y METALOGRAFIA.N. Barinov y A. --
Landa.- Editorial-
MIR.
- PRINCIPALES OF HEART TREAT-
MENT.Grossman and Bain.
DIT American Socie
ty For Metals.
- METALOGRAFIA Y TRATAMIENTO-
TERMICO DE LOS METALES..Yu. M. Lajtin.
Editorial MIR.
- TRATAMIENTO TERMICOS.Nino Zinna.- Edito
rial CEAC.
- PROYECTO Y CALCULO DE MUE--
LLES.F. González.
Editorial CEAC.
- ELEMENTOS DE MAQUINAS-.V. Dobrolski.-
Editorial MIR.
- HANDBOOK OF SOCIETY OF AUTOMO-
TIVE ENGINNERING. S. A. E.
- LA ESTRUCTURA DE LOS METALES.Dra. Nora Linden--
vald.- Prensa Uni-
versal Argentina.
- STRUCTURE AND PROPERTIES OF -
ALLOYS.Brick, Gordon, - -
Phillips.-
Mack Graw Hill.

TESIS DE GUADALAJARA, S.A.

Se imprimen y se

mecanografian en

maquinas IBM

tel. 586-11-43 586-24-58

Dirección: Payta 771

Col. Lindavista

Atras Cine Futurama