



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO**

**FACULTAD DE QUIMICA**

---

---

**El Revenido de los Aceros**

**T E S I S**  
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE  
INGENIERO QUIMICO METALURGICO  
PRESENTA  
JOSE LUIS CAMPUZANO RIVERA

67

---

INGENIERIA QUIMICA METALURGICA

1976



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

JURADO ASIGNADO ORIGINALMENTE

PRESIDENTE: Prof. KURT NADLER GUNDENSHEIMER  
VOCAL: Prof. JOSE CAMPOS CAUDILLO  
SECRETARIO: Prof. HUMBERTO MALAGON ROMERO  
1er. SUPLENTE: Prof. MA. EUGENIA NOGUEZ AMAYA  
2do. SUPLENTE Prof. ENRIQUE CURIEL

Sitio donde se desarrolló el tema:

LABORATORIO DE METALURGIA FISICA III

Nombre completo y firma del sustentante:

JOSE LUIS CAMPUZANO RIVERA

Nombre completo y firma del asesor del tema:

Ing. HUMBERTO MALAGON ROMERO

A MI MADRE Y A MI HERMANA  
BLANCA DEL CARMEN CUYO RE-  
CUERDO IMBORRABLE HIZO PO-  
SIBLE LA CULMINACION DE ES-  
TE TRABAJO .

A MI PADRE, QUE CON SU DESEO  
DE SUPERACION, DESPERTO EN  
MI LA MISMA INQUIETUD

A MIS HERMANOS

A MI FACULTAD

A MIS MAESTROS Y  
COMPAÑEROS

## CONTENIDO

INTRODUCCION .....	1
--------------------	---

### CAPITULO I

#### PRINCIPIOS DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

1.- Teoria del tratamiento térmico .....	3
2.- Estructura del acero endurecido .....	5

### CAPITULO II

#### EL TEMPLE COMO TRATAMIENTO PREVIO

1.- Teoria del temple .....	10
2.- Curvas de enfriamiento .....	13
3.- Factores que influyen en el temple de los aceros .....	16
a) Influencia de la composición .....	17
b) Influencia del tamaño de grano .....	18
c) Influencia de la forma y dimensiones de la pieza ..	19
d) Influencia del medio de enfriamiento .....	19
4.- Elección del medio de temple .....	21
5.- Evaluación de la severidad y medios de temple .....	22
6.- Medios de enfriamiento .....	23

### CAPITULO III

#### EL REVENIDO DE LOS ACEROS

1.- Refrigeración .....	31
2.- Estructura de la martensita sin revenir .....	32
3.- Segregación de carbón .....	34
4.- Precipitación de carburos .....	38
5.- Transformación de la austenita retenida .....	43
6.- Fragilidad durante el revenido a bajas temperaturas ..	46
7.- El revenido a temperaturas elevadas .....	49
8.- Influencia de los aleantes en el revenido .....	52
9.- Endurecimiento secundario .....	52

10.- Peligro de exceder $A_1$ en el revenido .....	58
11.- Fragilidad de revenido a elevadas temperaturas .....	59

#### CAPITULO IV

##### PARTE EXPERIMENTAL

1.- Reporte de los tratamientos térmicos realizados ....	64
CONCLUSIONES .....	80
BIBLIOGRAFIA .....	85

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

Al realizar el presente trabajo, se ha tenido como principal - objetivo el llevar a cabo un estudio detallado de los fenóme-- nos que tienen lugar durante el tratamiento térmico de revenido.

Una gran cantidad de piezas de acero cuya fabricación involucra este tipo de tratamiento, falla durante su operación ó puesta - en servicio y ello es debido al desconocimiento parcial o total de los cambios en propiedades físico-mecánicas que sufre el ace ro al ser sometido a ciclos térmicos.

Se han incluido dos capítulos introductorios, dada la necesidad de comprender la teoría elemental de los tratamientos térmicos en especial, la teoría del temple. Por último, se reportan los resultados y conclusiones obtenidas al someter a 4 tipos de ace ro grado maquinaria a diversos procesos de temple y revenido. - Tales aceros fueron seleccionados ya que, son ampliamente utiliz ados en la fabricación de partes que involucran como ya diji-- mos, nuestro tema de tesis.

CAPITULO I

PRINCIPIOS DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

La definición comunmente usada para definir tratamiento térmico - es " Una operación, ó combinación de operaciones que envuelven el calentamiento y enfriamiento de un metal ó una aleación en estado sólido con el fin de obtener condiciones ó propiedades deseadas ". Por lo tanto, el tratamiento térmico incluye el endurecimiento -- del acero mediante varios procesos, y el ablandamiento del mismo mediante un recocido completo ó parcial.

TEORIA DEL TRATAMIENTO TERMICO

El concepto de metal sólido como substancia cristalina es esen--- cial para comprender la teoría del tratamiento térmico. En el estado sólido, los átomos de los elementos metálicos están ordena-- dos dentro de un modelo espacial, de tal manera que forman una es tructura muy densa. Las transformaciones ó cambios en la estructu ra interna del acero en estado sólido, hacen posible explicar por qué las aleaciones de hierro responden al tratamiento térmico.

Estructura	Rango de Temp.	Nombre
Cúbica de cuerpo centrado (B.C.C.)	1400 a 1535°C	Delta
Cúbica de cara centrada (F.C.C.)	910 a 1400°C	Gamma
Cúbica de cuerpo centrado (B.C.C.)	Amb. a 910°C	Alpha

A 721°C, el modelo F.C.C. es capaz de disolver cerca de 0.8% de -

carbón en peso. A  $1130^{\circ}\text{C}$ , el modelo F.C.C. es capaz de disolver - cerca de 2% de carbón en peso. A  $721^{\circ}\text{C}$ , el modelo B.C.C. (ferrita) es capaz de disolver cerca de 0.03% de carbón en peso. A temperatura ambiente, el modelo B.C.C. es capaz de disolver cerca de - - 0.007% de carbón en peso.]

Las propiedades físicas de un acero al carbón con un contenido específico, dependen de la forma en la cual se encuentra presente - tal elemento; por lo tanto, el efecto del tratamiento térmico depende de la manera en la cual cambia la distribución del carbón.

[Para un acero hipoeutectoide o eutectoide, el primer paso en cualquier operación de tratamiento térmico es la conversión del acero a una solución sólida de austenita homogénea,] Esto va acompañado por un calentamiento uniforme a una temperatura superior al rango crítico, representado por la línea GS en la Fig. 1, y mantenimiento a esta temperatura hasta que todo el carbón se haya disuelto y la difusión sea completa. Normalmente, el acero no es mantenido a esta temperatura por un largo tiempo el cual, es requerido para - una difusión completa por la tendencia del grano a crecer.

[Para un acero hipereutectoide, el calentamiento no se hace hasta el punto en el cual se formará una austenita homogénea, pero se calentará a una temperatura superior a la de la línea PSK, e inferior a la temperatura correspondiente de la línea SE] de la Fig. 1

La dureza y estructura de la pieza de acero terminada, dependerá del promedio y método de enfriamiento. Un recocido completo es el resultado de un enfriamiento a bajo promedio tal que, la estructura del acero será la indicada por el diagrama constitucional hierro-carbón para condiciones de equilibrio. Un enfriamiento a cualquier promedio más rápido que el correspondiente a un recocido -- completo, resultará en la disminución de la temperatura a la cual se transforma la austenita, con el consecuente cambio en el tipo de estructura.

#### ESTRUCTURA DEL ACERO ENDURECIDO

Un acero eutectoide con un tratamiento térmico de recocido completo consiste de perlita completamente, y es el producto de la transformación de la austenita bajo condiciones de equilibrio en el -- punto Ar, del diagrama constitucional hierro-carbón. Un acero hipoeutectoide recocido completamente consiste de perlita más ferrita, y un acero hipereutectoide consiste de perlita más cementita.

La transformación de la austenita en perlita no comienza instantáneamente, y cuando ha comenzado requiere de una cantidad finita - de tiempo para completarse. Debido a que esta transformación tiene lugar sólo entre el punto Ar, y cerca de  $425^{\circ}\text{C}$ , la formación de - perlita puede ser prevenida por enfriamiento rápido del acero a -

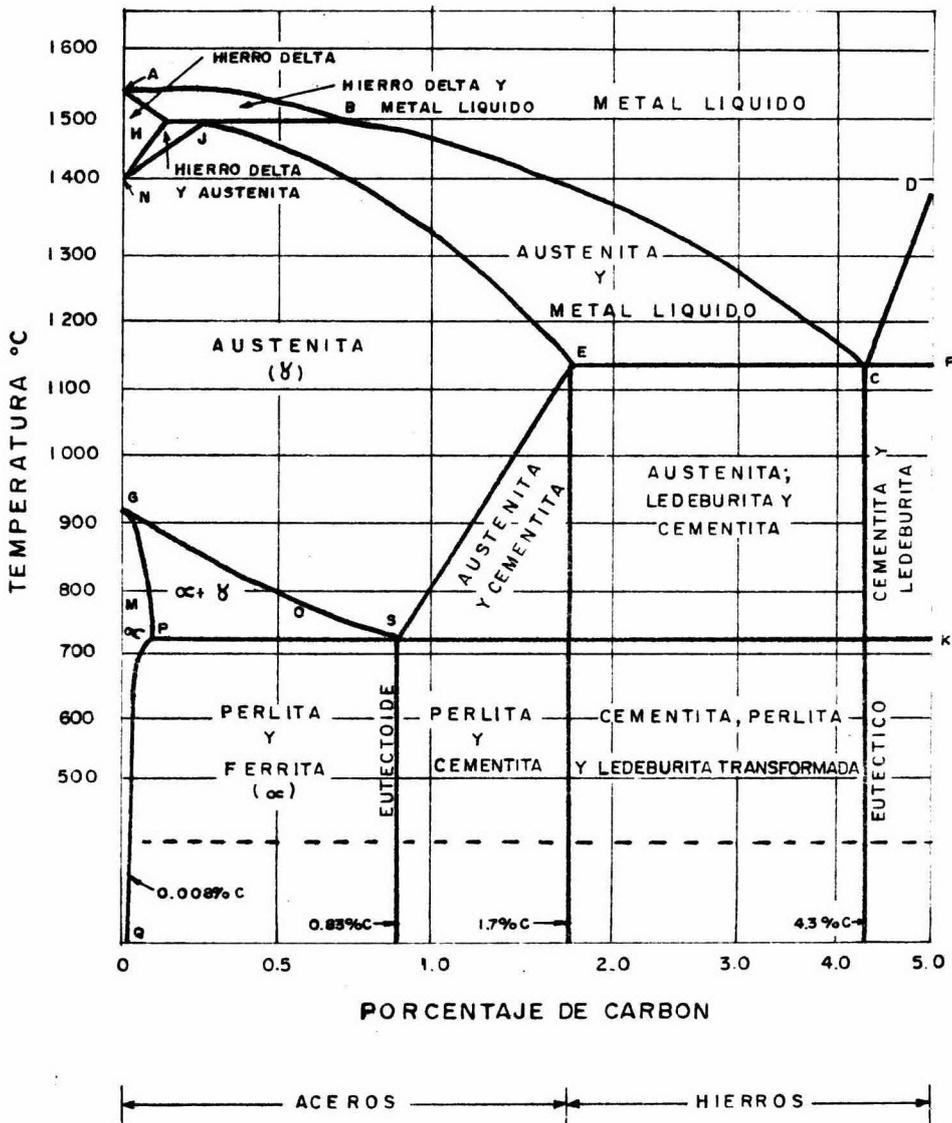


FIG. 1.- DIAGRAMA CONSTITUCIONAL HIERRO-CARBON

cerca de  $425^{\circ}\text{C}$  ó menos. Si el enfriamiento rápido es continuado - a  $200^{\circ}\text{C}$  ó a temperatura ambiente, la austenita es transformada a una estructura conocida como Martensita cuyo modelo espacial es tetragonal de cuerpo centrado. La Martensita es considerada una solución sólida de carbón en ferrita; es dura y frágil.]

Si el acero es enfriado rápidamente a  $535^{\circ}\text{C}$ , y es mantenido a -- cualquier temperatura entre  $535^{\circ}$  y cerca de  $260^{\circ}\text{C}$  por un periodo de tiempo, la Austenita es transformada en otro material intermedio entre la Perlita y la Martensita; la estructura de éste material depende de la temperatura a la cual ocurre la transformación. Varios nombres han sido aplicados a éstas estructuras, pero el más común es el de bainita y es distinguida como superior e inferior dependiendo de la temperatura a la cual tiene lugar la transformación.

Si el acero es mantenido el tiempo suficiente a cualquier temperatura de transformación para que ésta tenga lugar en forma completa, la estructura resultante es estable y no habrá una transformación posterior cuando el acero se enfrie a temperatura ambiente.

En general, la dureza se incrementa cuando la temperatura de -- transformación decrece y las microestructuras a propiedades optimas respecto a resistencia y tenacidad, son aquellas envueltas en transformación a niveles bajos de temperatura - Bainita o Marten-

sita revenida. Estas propiedades superiores hacen a estas microestructuras de particular interes.

## CAPITULO II

EL TEMPLE COMO TRATAMIENTO PREVIO

## TEORIA DEL TEMPLE

Cuando deseamos retener a temperatura ambiente en forma total o parcial una estructura estable a alta temperatura, recurrimos a los tratamientos térmicos, con enfriamientos rápidos, denominados temples.

Durante el temple, se lleva a cabo la transformación cristalográfica de austenita a martensita a gran velocidad, pero en cambio, la difusión es lenta y puede dificultarse y aun evitarse con el aumento de la velocidad de enfriamiento. Las fases formadas, tendrán la estructura cristalográfica correspondiente a la temperatura ambiente, pero contendrán todo el material disuelto correspondiente a la fase de alta temperatura. Como consecuencia de esto, el retículo cristalográfico resulta distorsionado y tiene una gran dureza y resistencia a la abrasión, pero el exceso de tensiones internas lo fragiliza.]

Con enfriamientos aún más rápidos, puede lograrse no sólo evitar la difusión atómica, sino también la transposición cristalográfica, reteniendo a temperatura ambiente la estructura estable a alta temperatura, denominándose a este tratamiento, Temple de Retención de Fase.

Así, el tratamiento térmico de temple puede clasificarse en:

- 1) Transformación martensítica donde se efectúa la transposición cristalográfica pero no la difusión.
- 2) Temple de retención de fase donde se impiden ambos mecanismos: la transformación cristalográfica, y la difusión.

El temple, como todos los tratamientos térmicos, es un proceso de calentamiento y enfriamiento. El acero es templado para controlar la transformación de la austenita a microconstituyentes deseados. Los diferentes microconstituyentes que pueden ser obtenidos, están indicados en la Fig. 2. Normalmente, la martensita es el micro -- constituyente de temple deseado. Como indica la curva en la Fig.2, para obtener la máxima cantidad de martensita, la velocidad de en friamiento deberá ser lo suficientemente rápida para evitar la na riz de la curva TTT del acero que es templado. Si no sucede así, - alguna transformación a bainita, perlita o ferrita tendrá lugar, - con el correspondiente descenso en la cantidad de martensita formada y en la dureza lograda.

Teóricamente en el temple, toda la masa de acero debe encontrarse en estado austenítico en el momento de comenzar el enfriamiento, - y si el tiempo disponible es insuficiente para que la austenita - se transforme por medio de procesos que impliquen difusión atómica, existirá austenita metaestable hasta que la temperatura caiga por debajo de una temperatura crítica, en el intervalo de 93 a -

427°C, a la que comienza a formarse la nueva fase llamada Martensita. Con el descenso de temperatura continua la formación de martensita como se muestra en la Fig. 13. Las temperaturas  $M_s$  (comienzo de la formación de martensita) y  $M_f$  (final de la formación de martensita), señalan el principio y fin de la transformación durante el enfriamiento. La formación de martensita se interrumpe si cesa el enfriamiento antes de alcanzar la temperatura  $M_f$  y se requiere un enfriamiento adicional para producir una transformación más completa.

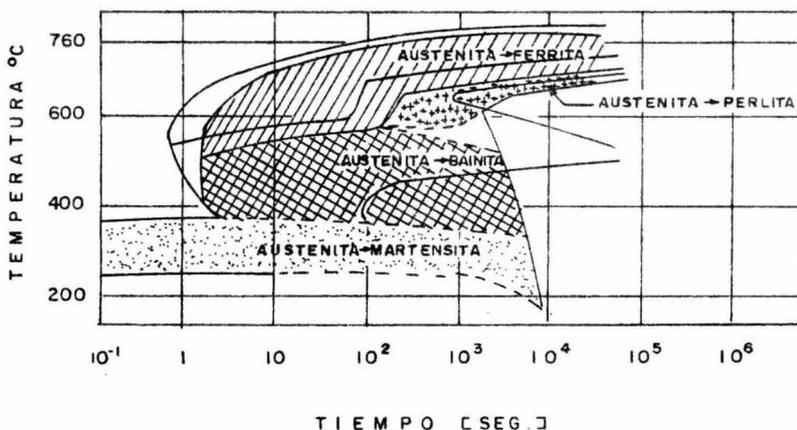


FIG. 2. - DIAGRAMA DE TRANSFORMACION Y CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE UN ACERO INDICANDO LA TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA A OTROS CONSTITUYENTES COMO UNA FUNCION DEL PROMEDIO DE ENFRIAMIENTO.

La temperatura  $M_s$  y el intervalo de temperatura de formación de martensita dependen de la composición del acero. En la Fig.4 se muestra el efecto del contenido de carbono. Los elementos aleantes comunes, hacen que el comienzo de la formación de martensita tenga lugar a una temperatura más baja, pero no son tan eficaces como el carbono.

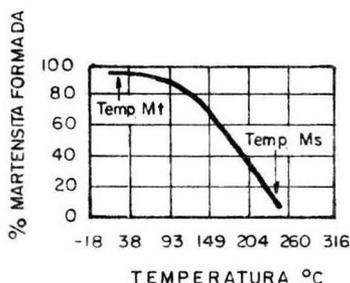


FIG 3.- FORMACION DE MARTENSITA DURANTE EL ENFRIAMIENTO DE UN ACERO DE 0.75 % DE C DESDE 955°C

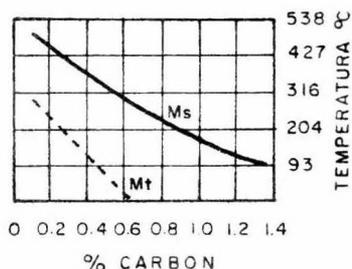


FIG 4.- EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBON SOBRE LAS TEMPERATURAS APROXIMADAS  $M_s$  Y  $M_t$ .

### CURVAS DE ENFRIAMIENTO

La manera más exacta de describir el complejo mecanismo del temple, es mediante el estudio de las diversas etapas que se presentan en este proceso. Si se desarrolla una curva de enfriamiento para el fluido templante, bajo condiciones controladas, se pueden detectar los factores que afectan la facilidad de enfriamiento --

del templante ya que, se simulan las condiciones prácticas. Las curvas de enfriamiento, se desarrollan al templar desde una temperatura elevada una pieza de acero del cual serán hechas las partes, en una muestra de líquido templante. Un indicador de alta temperatura, es utilizado para graficar los cambios en la pieza de prueba. La curva resultante, tiempo-temperatura, indica las características de transferencia de calor de el líquido templante.

Las curvas típicas de enfriamiento superficial y del centro de la pieza, son mostradas graficamente en la Fig. 5, y describe las 4 etapas de transferencia de calor de un sólido caliente a un líquido frío.

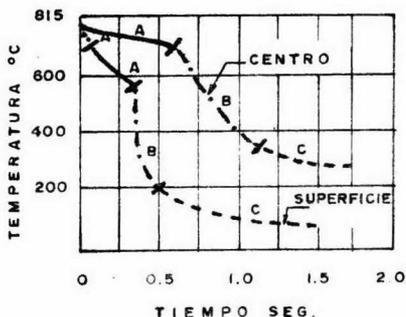


FIG. 5.- CURVAS TÍPICAS DE ENFRIAMIENTO DEL CENTRO Y LA SUPERFICIE MOSTRANDO LAS ETAPAS DE TRANSFERENCIA DE CALOR DE UN SÓLIDO CALIENTE A UN LÍQUIDO FRÍO.

ETAPA A'.- La Fig. 5 ilustra los primeros efectos de la inmersión. Algunas veces denominada "Etapa Inicial de Contacto Líquido", esta etapa es caracterizada por la formación de burbujas de vapor - que preceden al establecimiento de una capa de vapor que rodea al metal. Esta etapa, dura solamente cerca de 0.1 seg., y no tiene - importancia relativa en la evaluación de las características de - transferencia de calor.

ETAPA A.- Denominada "Etapa de Enfriamiento con capa de Vapor", - es caracterizada por la formación de una capa de vapor regular -- que rodea a la pieza. Esto ocurre cuando el suministro de calor - de la superficie de la pieza, excede la cantidad de calor necesaria para formar el máximo vapor por unidad de área de la pieza. - Esta etapa es de enfriamiento lento, porque la envolvente de va-- por actúa como un aislador y el enfriamiento ocurre principalmen-- te por radiación a través de la película de vapor.

ETAPA B.- " La Etapa de Enfriamiento por Transporte de Vapor", -- produce los mayores promedios de transferencia de calor. Comienza cuando la temperatura de la superficie del metal se ha reducido, y la película continua de vapor se deshace; entonces ocurre una ebu-- llición violenta del líquido templante y el calor es removido del metal a un promedio muy rápido, mediante corriente de convección. El punto de ebullición del templante, determina el final de esta etapa.

ETAPA C.- Es denominada "Etapa de Enfriamiento por Líquido"; el promedio de enfriamiento en esta etapa, es menor que el desarrollado en la etapa B. Comienza cuando la temperatura de la superficie del metal, es reducida al punto de ebullición o rango de ebullición de el líquido templante. Por debajo de esta temperatura, cesa la ebullición y en seguida tiene lugar un enfriamiento lento por conducción y convección. La diferencia de temperatura entre el punto de ebullición y la temperatura del baño, es el factor de mayor influencia en el promedio de transferencia de calor.

#### FACTORES QUE INFLUYEN EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS.

La velocidad de enfriamiento de cada uno de los puntos de la pieza a templar, es la que regula el fenómeno de temple. En las zonas de la pieza en que la velocidad de enfriamiento es mayor que la velocidad crítica de temple, el acero templea, y no templará o el temple será imperfecto en las zonas en que el enfriamiento se verifique a velocidad inferior a la crítica de temple.

Así, los factores que más influyen en el temple del acero son:

- 1) La composición del acero.
- 2) El tamaño de grano.
- 3) La forma y dimensiones de la pieza.
- 4) El medio de enfriamiento empleado.

## INFLUENCIA DE LA COMPOSICION

El contenido de carbono del acero influye a la vez en la temperatura y en la velocidad crítica de temple. La temperatura de temple es tanto más baja cuanto más se aproxima el acero a la composición eutectoide. Por tanto, para las mismas condiciones de enfriamiento, el temple obtenido es más enérgico y la dureza en los aceros al carbono templados es mayor cuanto más alto es su porcentaje de carbono.

Los elementos de aleación cambian la posición del punto eutectoide en el diagrama hierro-carbono, pues el acero aleado eutectoide no tiene ya el mismo porcentaje de carbono y, por tanto, se desplaza a derecha e izquierda; ni la misma temperatura de transformación y, por tanto, se desplaza hacia arriba o hacia abajo, todo ello depende de si los elementos aleantes forman soluciones sólidas con el hierro, o carburos metálicos. }

Además de variar los elementos aleados la temperatura de temple, varía también la velocidad crítica de temple. La influencia que los diversos elementos de aleación ejercen en el temple, es bastante complejo, pero en general todos ellos disminuyen la velocidad crítica de temple, ya que desplazan las curvas de los diagramas TTT hacia la derecha, siendo el manganeso y el molibdeno los que actúan con mayor intensidad. }

### INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO

El tamaño de grano modifica la situación y forma de la curva TTT, modificándose, por tanto, la velocidad crítica de temple. En aceros de la misma composición, las velocidades críticas de temple de los aceros de grano grueso son menores que las velocidades críticas de temple de los aceros de grano fino. La Fig. 6, muestra la influencia que tiene el tamaño de grano en el temple, cuando el acero ha sido forzado a aumentar su tamaño de grano por calentamiento a altas temperaturas en el rango austenítico.

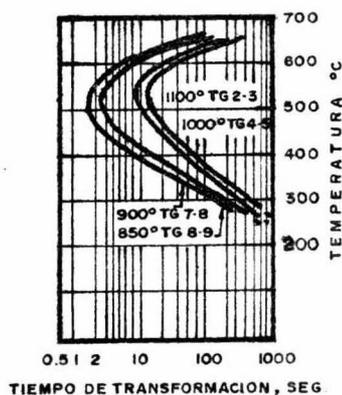


FIGURA 6

### INFLUENCIA DE LA FORMA Y DIMENSIONES DE LA PIEZA.

Uno de los factores que más influyen en las características finales que se obtienen al templar una pieza de acero, es su tamaño. En los perfiles delgados, tanto en el calentamiento como en el enfriamiento, se observa muy poca diferencia de temperatura entre la periferia y el interior de las piezas. Pero si se trata de piezas de gran espesor o de gran diámetro, la temperatura en el interior de las mismas es inferior en el calentamiento y superior en el enfriamiento a la de su periferia, ya que el calor no se transmite directamente al interior, sino a través del espesor de la pieza.

Al enfriar rápidamente como es necesario para templar, la influencia del espesor tiene gran importancia, puesto que las velocidades de enfriamiento que se obtienen en el interior de la pieza son a veces muy inferiores a las de la periferia. El resultado, es que en piezas muy gruesas, la velocidad de enfriamiento a partir de un diámetro determinado, es inferior a la velocidad crítica de temple y el núcleo de las piezas queda sin temple.

### INFLUENCIA DEL MEDIO DE ENFRIAMIENTO.

Este factor, de gran importancia en el temple del acero, puede ser subdividido en varios incisos como son:

1) Temperatura del Baño.- La temperatura de líquido, afecta marcadamente su facilidad para extraer calor. Altas temperaturas del líquido, provocan el descenso de la "temperatura característica" (la menor temperatura a la cual puede existir la capa de vapor) y así, alargan el tiempo de la etapa A y también decrece el promedio de enfriamiento de la etapa C.

2) Temperatura de Ebullición del Líquido.- Cuanto más volátil es el baño, o sea, cuanto más baja es su temperatura de ebullición, mayor será el desprendimiento de vapor en la etapa A, y más lento será el enfriamiento.

3) Calor de Vaporización.- Cuanto mayor sea el calor de vaporización del medio, mayor será el calor desprendido en la etapa A por el vapor que se produce en ella.

4) Calor Específico.- Cuanto mayor sea el calor específico, menor será la elevación de la temperatura del baño y mayor será la velocidad de enfriamiento obtenida.

5) Viscosidad.- Como el enfriamiento del acero en las etapas B y C se verifica principalmente por convección, cuanto menos viscoso sea el líquido, más rápidas serán las corrientes de convección y por lo tanto, será más rápido el enfriamiento.

6) Masa del Baño.- Cuanto mayor sea la cantidad de líquido del ba

ño de temple, menor será su elevación de temperatura y por lo tanto, el enfriamiento será más enérgico.

7) Agitación del Baño.- Tiene una importancia extrema sobre las características de transferencia de calor de el líquido templante. Causa una pronta destrucción de la capa de vapor en la etapa A, y la hace menor. Frecuentemente separa las burbujas de vapor durante la etapa B. En suma, la renovación del líquido en contacto con el acero, favorece en mucho el enfriamiento. }

#### ELECCION DEL MEDIO DE TEMPLE

{ El medio de enfriamiento que proporciona los mejores resultados en el temple de los aceros, es aquel que sea lo menos enérgico y que sin embargo, consigue una velocidad de enfriamiento ligeramente superior a la velocidad crítica de temple. } De esta manera, al evitar que la velocidad de enfriamiento sea excesivamente grande, lo cual es innecesario, se prevee al máximo la producción de grietas y tensiones en la pieza.

Cuando se utiliza agua o salmuera como medio de temple, un alto gradiente de temperatura es desarrollado entre la superficie y -- centro de la pieza. Es por esto, que se produce una mayor distorsión y se incrementa el riesgo de fracturas en formas simples y si métricas. El temple en aceite, produce un mucho menor gradiente -

de temperatura de la superficie a el centro de la pieza, reduciendo la distorsión y al mismo tiempo el riesgo de fracturas.

#### EVALUACION DE LOS MEDIOS DE TEMPLE

Son cuatro los métodos usados en común para evaluar la potencia - de enfriamiento de los medios de temple. Uno de ellos ya ha sido descrito parrafos atrás, y de los tres restantes sólo haremos men ción, esto es:

- a) Prueba de la curva de enfriamiento
- b) Prueba del intervalo o de los cinco minutos
- c) Prueba del alambre caliente
- d) Prueba magnética

#### EVALUACION DE LA SEVERIDAD DE TEMPLE

Es lógico suponer que el endurecimiento de una pieza de acero no solo depende de su templabilidad, sino también de la severidad de temple utilizado en la operación.

La facilidad del medio templante para extraer calor de una pieza - caliente, puede ser expresada en términos del "valor H" (severidad de temple). De esta forma, si el valor H del agua quieta es considerado como 1.0, los valores H del aceite, agua y salmuera a diferentes grados de agitación, pueden ser tabulados de la siguiente -

X manera:

AGITACION	ACEITE	AGUA	SALMUERA
Ninguna	0.25 a 0.30	1.0	2.0
Débil	0.30 a 0.35	1.0 a 1.1	2.0 a 2.2
Moderada	0.35 a 0.40	1.2 a 1.3	. . . . .
Buena	0.40 a 0.50	1.4 a 1.5	. . . . .
Fuerte	0.50 a 0.80	1.6 a 2.0	. . . . .
Violenta	0.80 a 1.10	4.0	5.0

#### MEDIOS DE ENFRIAMIENTO MAS UTILIZADOS EN EL TEMPLE DEL ACERO.

AGUA.- El agua y las soluciones de esta, son los medios de enfriamiento más económicos, y son utilizados siempre que la pieza es tal, que no se distorsiona excesivamente o sufre fracturas. Aparte de su economía, otras ventajas son su facilidad de obtención, así como de mantenerla libre de contaminación.

Entre sus desventajas; la persistencia de su promedio de enfriamiento a través del menor rango de temperatura, en el cual la distorsión o fractura ocurre comunmente, así como la posible prolongación de la etapa A. Esta prolongación, varía con el grado para el cual la complejidad de la pieza templada ayuda al atrapamiento del vapor y con la temperatura del agua (véase su influencia en la Fig.7), resultando dureza irregular y distribución desfavora-

ble de esfuerzos, los cuales pueden causar distorsión y fractura.

La agitación es importante porque dispersa las burbujas de vapor, pero la contaminación de agentes tales como el jabón, lodo o formadores de emulsión, reducen el promedio de enfriamiento porque atrapan el vapor.

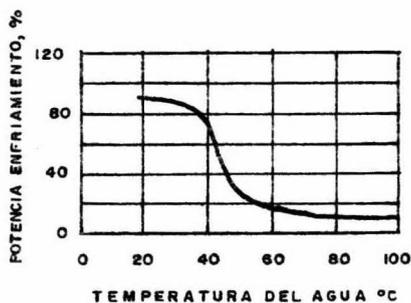


FIG. 7.- POTENCIA DE ENFRIAMIENTO SUPERFICIAL DEL AGUA CON AGITACION MODERADA EN FUNCION DE SU TEMPERATURA.

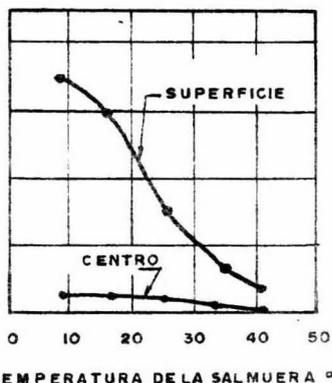


FIG. 8.- EFECTO DE LA TEMPERATURA EN UN BAÑO DE TEMPLE DE SALMUERA SOBRE UNA BARRA DE 1/2"  $\phi$  x 2" LONG.

SALMUERA.- Este término es aplicado en el temple para referirse a soluciones acuosas conteniendo varios porcentajes de cloruro de sodio o calcio, junto con aditivos especiales e inhibidores de corrosión.

Entre las ventajas que proporciona este medio de temple tenemos: Mayor potencia de enfriamiento que el agua, menor control de temperatura con respecto al agua, disminución en la posibilidad de obtener puntos blandos por bolsas de vapor y menor distorsión que en el temple en agua.

Normalmente, las desventajas de el temple en salmuera no se proveen, porque unicamente se usa cuando el agua o el aceite no proporcionan los resultados deseados, algunas desventajas son: Naturaleza corrosiva que afecta tanque, bombas, etc; mayor costo que el del agua por el uso de aditivos e inhibidores, necesidad de extraer los humos corrosivos que emanan del baño mediante cubiertas de madera y peligro de incendio y toxicidad cuando se utilizan soluciones de hidroxido de sodio.

Como ya se mencionó, la potencia de enfriamiento de soluciones de salmuera, no es criticamente afectada por pequeñas variaciones en la temperatura de operación. Aunque tales soluciones pueden ser usadas a temperaturas cercanas al punto de ebullición del agua, proveen una potencia de enfriamiento máxima a 21°C. El efecto de la temperatura en soluciones de salmuera es mostrado en la Fig.8.

La capacidad de temple de las soluciones de salmuera, no puede ser completa si la concentración de la solución y pureza no es mantenida. Los baños de salmuera son afectados por lodo, oxido, -

cianuro, agua, reduciendo su potencia de enfriamiento.

Por otro lado, la agitación aumenta considerablemente la potencia de enfriamiento de los baños de salmuera

**ACEITE.-** Este medio de temple es de dos tipos, "convencional" y "rápido". Un aceite convencional de temple no contiene aditivos que alteren sus características de enfriamiento, a diferencia de los aceites de temple rápido, que son usualmente de menor viscosidad y contienen aditivos especiales que afectan sus características de enfriamiento produciendo un promedio de temple más rápido.

Con aceites de temple convencionales, la duración de la etapa A es mayor que con agua. El promedio de enfriamiento en la etapa B es considerablemente menor, y así la potencia de enfriamiento de tales aceites es mucho menor que la del agua, y en la mayoría de los casos inadecuada. Sin embargo, la transición de la etapa B a la etapa C es más gradual, y por esta razón, los aceites minerales convencionales son menos comunmente causantes de distorsión.

Los aceites de temple rápidos, se aproximan más a la alta velocidad de temple inicial del agua, sin sacrificar las ventajas de los aceites convencionales de temple. Con estos aceites, la duración de la etapa A es considerablemente menor que con aceites convencionales. El enfriamiento en la etapa B comienza más rápido y

y dura más, y el promedio de enfriamiento en esta etapa es grandemente incrementado. El promedio de enfriamiento en la etapa C es muy similar al de los aceites convencionales.

La característica más importante de cualquier aceite de temple es su facilidad para abstraer calor de las partes a templar. Esta propiedad es relativa a la fórmula del aceite. Independiente de si el aceite es convencional o rápido, deberá tener una estabilidad térmica para resistir la fractura, oxidación y formación de lodo.

La viscosidad es importante en los aceites debido a que afecta -- sus promedios de enfriamiento. Los aceites rápidos tienen generalmente menor viscosidad que los aceites convencionales. Debido al uso, aumenta la viscosidad y entonces deben ser desechados cuando sobrepasan cierto grado a temperatura ambiente.

La temperatura de inflamación debe ser como mínimo 180°C y la de combustión 200°C para alejar el peligro de inflamación. Además, -- los aceites deben ser poco volátiles para que desprendan pocas -- burbujas al ponerse en contacto con el metal caliente y no se consuman mucho, además de una gran resistencia a la oxidación.

PLOMO.- Las aplicaciones más generales son el temple de herramientas de aceros especiales y el temple de muelles. En esos casos se introduce el acero caliente en plomo fundido hasta alcanzar la --

temperatura del baño que suele oscilar entre 350° y 600°C.

Debido a su gran conductibilidad su calentamiento es bastante rápido y también enfría con relativa rapidez las piezas que se templean. Su elevado peso específico es un inconveniente, pues las -- piezas flotan y hay que preparar dispositivos especiales para que se introduzcan en el baño. El plomo se oxida fácilmente y esto se debe evitar por introducción de trozos de carbón vegetal que lo -- cubran de la atmósfera.

**SALES FUNDIDAS.**— Están constituidas principalmente por cantidades variables de cloruros, carbonatos, nitritos, nitratos y cianuros de sodio, potasio y bario, y se utilizan para temperaturas variables desde 150° a 1300°C.

Las sales en la mayoría de los casos se usan para el calentamiento de las piezas, y solo las mencionamos aquí por utilizarse también algunas de ellas para enfriar, principalmente en el austempe ring.

CAPITULO III

EL REVENIDO DE LOS ACEROS

Quando una pieza de acero ha sido templada completamente, es dura, quebradiza y posee esfuerzos internos que pueden provocar su falla en servicio. La martensita tiene una tendencia a contraerse con el tiempo y un acero endurecido completamente es inestable dimensionalmente. La austenita retenida tiende a transformarse lentamente a martensita con el tiempo, y en mayor proporción cuando la pieza es puesta en servicio. Esta tendencia contribuye posteriormente a una inestabilidad dimensional porque la transformación produce un aumento de volumen ya que la austenita es menos densa que la martensita. Es necesario, por lo tanto, aplicar a una pieza de acero endurecido un tratamiento posterior para volverlo menos quebradizo y por lo tanto más tenaz, para relevar los esfuerzos intensos y para estabilizar la austenita retenida o causar su transformación a una estructura dimensionalmente estable.

Así, el revenido es un proceso de calentamiento del acero a temperaturas inferiores a la temperatura crítica inferior  $A_c$ , para volverlo más dúctil. Este proceso envuelve la segregación de carbón a defectos de la celda, la precipitación de carburos, la descomposición de la austenita retenida y la recuperación y recristalización de la estructura martensítica.

Una revisión del revenido deberá comenzar con el proceso de:

## REFRIGERACION

El efecto de la refrigeración tiene que ver solamente con la descomposición de la austenita retenida a martensita. El proceso de formación de martensita se completa en el rango nominal Ms a Mf, aunque un Mf real no se alcanza obviamente. Precisamente, como en el rango normal Ms a Mf, también en la refrigeración la pieza es enfriada más y más, y la austenita retenida es progresivamente -- transformada a martensita; en otras palabras, la cantidad transformada es característica de la mínima temperatura alcanzada.

La cantidad de austenita retenida en el acero templado está generalmente entre 2 y 10%, aunque puede ser tan baja como 1% o menos, o tan alta como un 50%. El carbón, manganeso y níquel son elementos que favorecen la ocurrencia de austenita retenida, sobre todo el carbón cuando excede el 0.9%.

La cantidad de austenita retenida es también modificada por la severidad de temple. Se ha encontrado una mayor cantidad de austenita retenida en aceros templados en aceite que al templar los mismos en agua. La Fig.9 muestra la proporción de austenita retenida en una barra de acero de media aleación, sometida al ensayo Jominy. La menor cantidad de austenita retenida se encuentra en el extremo enfriado más rápidamente, y la cantidad se incrementa hacia el extremo enfriado lentamente.

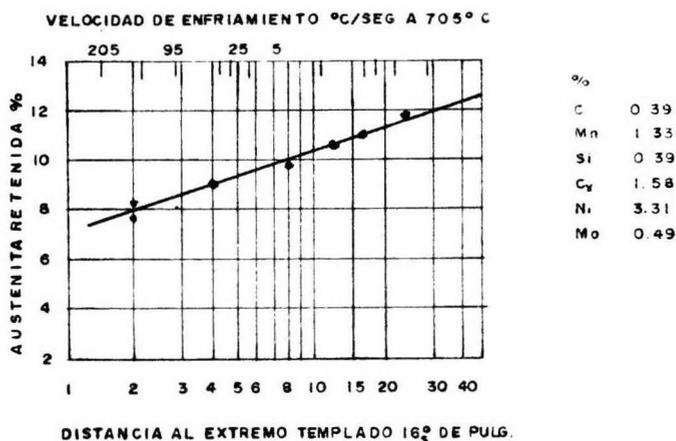


FIG. 9.— PROPORCION DE AUSTENITA RETENIDA A POSICIONES SUCESIVAS A LO LARGO DE UNA BARRA DE PRUEBA JOMINY LA CUAL FUE ENDURECIDA A TRAVEZ DE SU LONGITUD.

Quando una pieza templada consistiendo de martensita con austenita retenida es refrigerada, incrementa ligeramente su dureza debido a la austenita remanente que se transforma en martensita, éste incremento varía dependiendo de la cantidad de austenita retenida.

#### ESTRUCTURA DE LA MARTENSITA SIN REVENIR

La comprensión de la estructura de la martensita sin revenir es de vital importancia, ya que es en la matriz en donde ocurre el proceso de revenido. En los aceros, la fase madre es siempre proxi

ma a la austenita con una estructura f.c.c., pero la fase hija -- puede tener una estructura cristalina b.c.c., b.c.t. ó h.c.p.

La estructura cristalina de la martensita de bajo carbón es normalmente b.c.c., aunque en aceros de baja aleación con más del -- 0.2% se forma martensita b.c.t. Las unidades de martensita tienen la forma de agujas agrupadas dentro de grandes paquetes. La subestructura consiste de una alta densidad de dislocaciones acomodadas en celdas; cada aguja de martensita está compuesta de muchas celdas dislocadas.

Un tipo diferente de martensita predomina en aceros de alto carbón y en aleaciones base hierro con temperaturas  $M_s$  inferiores a la ambiente; esta es una martensita en forma de placa y su estructura cristalina puede ser b.c.t. ó b.c.c.

Los aceros de medio carbón pueden contener una mezcla de martensita de bajo carbón y martensita en placa, así que su estructura no es complicada. La relación de fracción de volumen de martensita de bajo carbón a fracción de volumen de martensita en placa en -- aleaciones Fe-C con varios contenidos de carbón está dada en la Fig. 10. La cantidad de austenita retenida a temperatura ambiente y la temperatura  $M_s$  de estas aleaciones también aparece. Las cantidades relativas de martensita en placa son incrementadas cuando elementos tales como níquel son adicionados, bajando la temperatu-

ra Ms.

### SEGREGACION DE CARBON

La mayoría de los aceros tienen temperaturas Ms superior a la ambiente. Por lo tanto, cuando ellos son templados existe un breve periodo en el cual los átomos de carbón pueden redistribuirse por si mismos. Este proceso es llamado temple-revenido o auto-revenido. El porqué de los campos de esfuerzo alrededor de dislocaciones individuales y celdas en martensitas de bajo carbón, es debido a que ciertos sitios intersticiales de la celda cercanos a estos defectos proporcionan lugares de menor energía para el carbón que las posiciones intersticiales normales. También, cuando la martensita es revenida a baja temperatura, la primera etapa en el proceso de revenido es una redistribución de carbón a estos sitios de menor energía.

En muchos aceros de bajo carbón, por sus altas temperaturas Ms, ésta redistribución de carbón ocurría durante el temple a través del rango de temperaturas de la martensita. No es posible detectar tal segregación por metalografía, pero es posible detectarla por la pequeña contribución del carbón a la resistividad eléctrica ó a la fricción interna cuando el carbón está en un sitio intersticial cerca a una dislocación que cuando esta en un sitio intersticial normal del cristal. La Fig.11 ilustra este defecto, una serie

de 8 aleaciones Fe-C, en forma de lámina de 0.010" de espesor fueron austenizadas al vacío y templadas en salmuera helada. La velocidad de temple es suficientemente alta para que las aleaciones se transformen completamente a martensita y no precipiten carburos durante el temple. Las probetas se colocan dentro de nitrógeno líquido y entonces se mide la resistividad. Esta puede ser separada en dos regiones distintas, la primera extendiéndose de 0 a 0.20% de C y la contribución del carbón a la resistividad eléctrica es de  $104 \Omega \text{cm}/\text{peso en \% de C}$ , mientras en la segunda la contribución es 3 veces mayor, cerca de  $304 \Omega \text{cm}/\text{peso en \% de C}$ . La menor resistividad eléctrica específica en la región de bajo carbón resulta de la segregación del carbón a dislocaciones durante el temple. Con contenidos de carbón menores de 0.2%, se obtiene que cerca del 90% de el carbón es segregado a defectos de la celda durante el temple. Arriba del 0.2% de C, tales sitios se encuentran saturados y los átomos de carbón son mantenidos en el cristal libre de defectos. Se debe notar que el 0.20% de C es también cerca del contenido de carbón en el cual la tetragonalidad de la martensita es primeramente detectada; esta segregación del carbón a defectos, puede explicar la falta de tetragonalidad a contenidos de carbón inferiores al 0.20%.

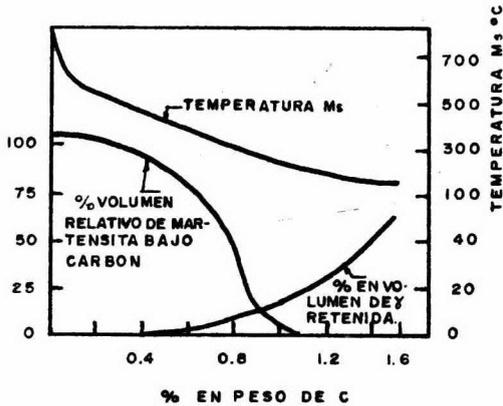


FIG. 10.- EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBON SOBRE EL % DE VOLUMEN RELATIVO DE MARTENSITAS DE BAJO CARBON Y PLACA, TEMPERATURAS  $M_s$ , Y % EN VOLUMEN DE AUSTENITA RETENIDA.

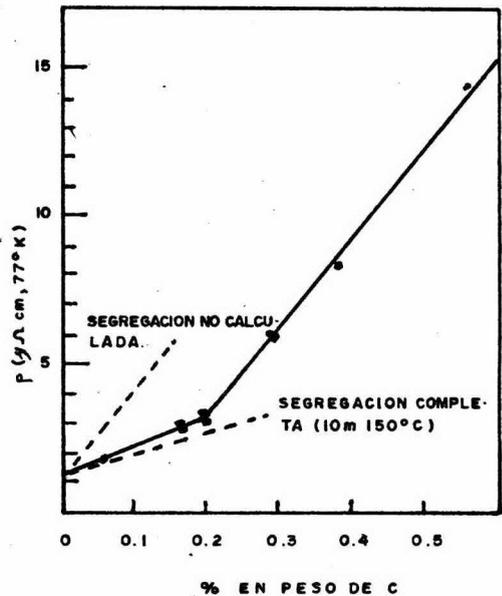
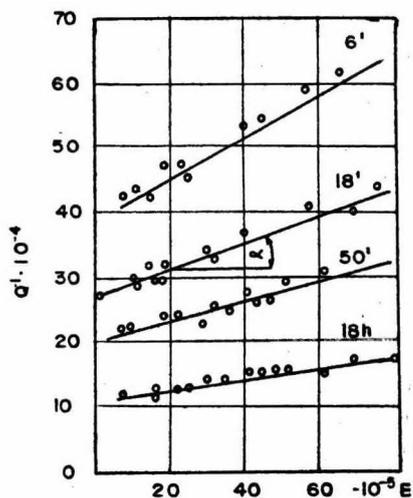


FIG. 11.- SEGREGACION DE CARBON DURANTE EL TEMPLE DE MARTENSITAS  $F_c$ -C COMO DETECTAN MIDIENDO LA RESISTIVIDAD ELECTRICA.

Un estudio de la segregación de carbón a defectos en martensitas de bajo carbón y alto níquel con temperaturas  $M_s$  bajas, se efectúa midiendo la dependencia en amplitud de la fricción interna a temperaturas de nitrógeno líquido, después de que tales martensitas se recocen a temperatura ambiente. La dependencia en amplitud de la fricción interna después de recocer a varios periodos a temperatura ambiente es mostrado en la Fig. 12. La inclinación de las líneas en la Fig. (Denominada  $\alpha$ ) es una medida de la dependencia en amplitud de la fricción interna. Puesto que la principal con--

tribución a la fricción interna a temperaturas del nitrógeno líquido, es la atenuación debida a dislocaciones, una disminución en  $Q^{-1}$  indica un acomodo del carbón en las dislocaciones. En suma, la disminución en la dependencia en amplitud de  $Q^{-1}$  ( $\alpha$ ), es atribuida a la segregación del carbón a dislocaciones.



**FIGURA 12.-** DEPENDENCIA EN AMPLITUD DE LA FRICCIÓN INTERNA EN MARTENSITAS DE 29% N, 0.16% C ENVEJECIDAS VARIOS PERIODOS A 25° ( $Q^1$  ES LA FRICCIÓN INTERNA,  $E$  ES LA AMPLITUD DE ESFUERZO Y  $\alpha$  ES LA VELOCIDAD DE CAMBIO DE  $Q^1$  CON  $E$ )

## PRECIPITACION DE CARBUROS

Cuando los aceros que contienen más del 0.2% de C son revenidos a temperaturas entre 100° y 200°C, el carburo  $\epsilon$  es el primer carburo precipitado. Este proceso es comunmente denominado la primera etapa del revenido, pero esto es equivocado ya que la segregación -- del carbón o preprecipitación le precede.

El revenido en el rango de 100° a 200°C es utilizado solamente en aquellos casos en los cuales es importante preservar la mayor dureza o resistencia posible, obteniéndose una modesta tenacidad.

Hasta donde la estructura del acero es conocida, dos cambios bien determinados tienen lugar en este rango de revenido: a) La martensita tetragonal cambia a cúbico; b) El carbón es precipitado en una forma diferente a la conocida (cementita) y es generalmente descrito como un precipitado de transición, posiblemente  $Fe_{2.3}C$  ó  $Fe_{20}C_9$ , y designado normalmente, como carburo épsilon cristalizado en el sistema hexagonal. En esta fase, la formación del carburo épsilon origina una pérdida importante de carbón en la martensita, que al final de esta fase queda aproximadamente con 0.25% de C.

En la martensita recién formada de la austenita, el hierro tiene un arreglo cristalino tetragonal ilustrado en la Fig.13a. Puede -

ser considerado un cubo en el cual un conjunto de ejes ha sido e longado ligeramente. La Fig. 13a muestra propiamente una estructura tetragonal, pero la elongación relativa de longitud C es aquí mucho mayor que en la martensita. En la martensita recién formada de un acero de 1% de C, la relación de la longitud C a la longitud A es aproximadamente 1.04 a 1, y ésta relación cambia con el contenido de carbón.

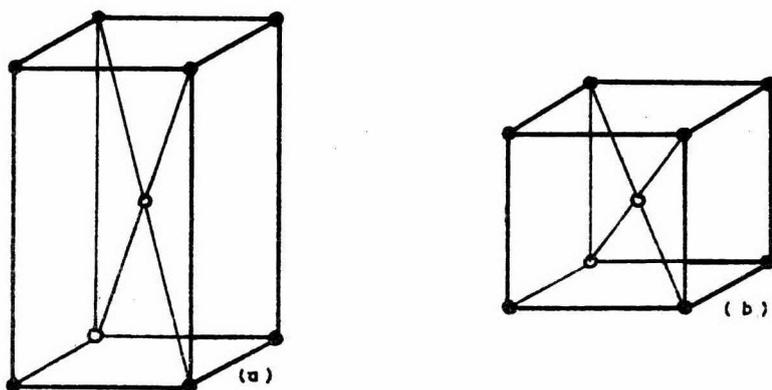


FIGURA 13.- ORDENAMIENTO ATOMICO EN MODELOS CRISTALINOS. (a) ESTRUCTURA TETRAGONAL DE CUERPO CENTRADO; (b) ESTRUCTURA CUBICA DE CUERPO -- CENTRADO.

La estructura tetragonal es intermedia en la transición de la estructura cúbica de cara centrada de la austenita a la cúbica de cuerpo centrado encontrada en el recocido. La forma tetragonal, puede ser considerada como hierro altamente deformado con átomos de carbón ocupando posiciones intersticiales entre los átomos de hierro. El grado de deformación de la celda, corresponde a la

cantidad de elongación de el eje, y cuando la martensita es revenida en el rango de  $100^{\circ}$  a  $200^{\circ}\text{C}$ , los átomos de carbón abandonan su posición intersticial y la deformación es corregida, así el eje alargado se contrae y la estructura se vuelve cúbica como en la Fig. 13b. El cambio tiene lugar gradualmente sobre un rango de temperatura que se ilustra en la Fig. 14.

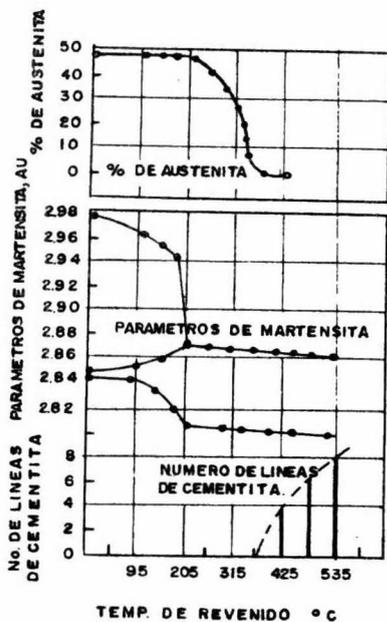


FIG. 14.- CAMBIOS EN ESTRUCTURA DE ACERO  
TEMPLADO Y REVENIDO.

Otra alteración estructural, sumada al cambio del modelo tetragonal al cúbico, es la precipitación del carburo épsilon. Este carburo tiene características completamente diferentes de la cementita.

Los estudios realizados mediante difracción de rayos X, volumen - específico, extracciones electrolíticas y microscopia, han demostrado que en el rango de 85° a 160°C, la descomposición de la martensita envuelve la formación de ferrita cúbica y un precipitado. Este precipitado no puede ser cementita porque:

- a) El precipitado es mucho menos ferromagnético que la martensita.
- b) El precipitado no produce el punto de Curie como la cementita, y
- c) La contracción acompañada a la descomposición de la martensita es sólo 1/4 del valor calculado basado sobre las densidades de la martensita, ferrita y cementita. El modelo de rayos X de la cementita no aparece hasta que una temperatura de revenido de 425°C ha sido alcanzada.

En suma, se considera que se trata de un precipitado de carburo exagonal especial en el rango de temperatura de 80° a 250°C en forma de hojuelas muy delgadas, esto es una estructura exagonal compacta, llamado por la mayoría precipitado de transición.

La precipitación de este compuesto causa un ligero pero medible - incremento en dureza, del orden de un punto Rc. La máxima dureza ocurre cerca de 65° a 120°C.

Este incremento de dureza ha sido observado en altos contenidos - de carbón (1 % ó más ), pero normalmente no en bajos contenidos - (0.5% ó menos). Con revenidos posteriores, la dureza cae hasta -- que después del revenido a 200°C, la dureza es generalmente cerca de 4 puntos Rc menor que la del estado sin revenir.

La tenacidad de los aceros más endurecidos se incrementa progresivamente cuando la temperatura de revenido es aumentada de la temperatura ambiente a el rango de 200° a 230°C. Tal tenacidad es generalmente medida como la energía en pies-libras necesaria para - romper una barra mellada en un péndulo de impacto. La tenacidad - de la barra mellada varía con la severidad y profundidad de la melladura, pero en general un acero con martensita sin revenir tie- ne una absorción de energía de 2 a 10 pies-libras, y estos valo-- res se incrementan progresivamente de 8 a 20 pies-libras para re- venidos sobre 200°C.

El contenido de aleación en cantidades moderadas tiene relativa- mente poca influencia sobre la absorción de energía en este rango bajo de temperaturas. Las aleaciones que contienen una gran cantidad de austenita retenida pueden por si mismas incrementar modes-

tamente su tenacidad inicial en revenidos ligeros. Cuando esto ocurre, es debido muy probablemente a la presencia de austenita -- blanda que actua como un atenuante, y debe recalcar que la austenita retenida persiste arriba de temperaturas de 200°C

Otro carburo ( $\text{Fe}_5\text{C}_2$ , monoclinico) es aparentemente formado en algunos aceros de alto carbón revenidos de 200°C a 300°C. Se trata de un carburo metaestable intermedio entre el carburo épsilon y la cementita. En aceros de bajo carbón, no se ha determinado exactamente si existe este carburo en la secuencia de revenido ya que su modelo de difracción es similar al de la cementita.

#### TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA RETENIDA

La descomposición de la austenita retenida ocurre en el rango de revenido de 200° a 370°C. La reacción de descomposición es la formación de bainita. Algunas veces se le denomina la segunda etapa del revenido. La austenita retenida esta presente en cantidades - apreciables en aceros de baja aleación solo cuando el contenido - de carbón excede el 0.4% (Fig. 10). Por lo tanto, esta reacción - sólo es importante en aceros de medio o alto carbón.

El rango de revenido entre 200° y 370°C es escasamente utilizado ya que cae entre el rango de revenido (abajo de 200°C) donde alta dureza es la principal consideración, y el rango (arriba de 370°C)

donde la tenacidad es el principal objetivo. Este rango es evitado debido a la pérdida en tenacidad y por la falta de gran resistencia o gran tenacidad como propiedades finales.

Este rango de revenido es caracterizado principalmente por dos -- comportamientos muy conocidos: a) El cambio microestructural en el cual, la austenita retenida es transformada más o menos isotermicamente a bainita como ya apuntamos y b) Una pérdida de tenacidad a temperatura ambiente cuando la temperatura de revenido es levantada. Estos dos comportamientos, sin embargo, están completamente desconectados.

La transformación de la austenita retenida se ha juzgado por cambios dimensionales y por cambios en densidad. Así, la Fig. 15 muestra la contracción normal debida al revenido de la martensita -- arriba de  $200^{\circ}\text{C}$  a  $230^{\circ}\text{C}$  por lo cual, existe relativamente una expansión aguda debida a la transformación de la austenita durante su permanencia a  $260^{\circ}\text{C}$ . Considerando que la martensita se contrae al mismo tiempo que la austenita se expande, la expansión neta muestra a  $275^{\circ}\text{C}$  la diferencia en las dos. También se puede observar que cuando la austenita retenida fue transformada por refrigeración, la expansión esta ausente y solamente aparece la contracción debida al revenido de la martensita. La Fig.14, muestra en la parte superior la descomposición progresiva de la austenita retenida con el revenido para intervalos uniformes de calentamiento

aplicado. La cantidad de austenita retenida que fue muy grande en este caso, fue transformada isotérmicamente a bainita inferior -- por revenido, y la transformación tuvo lugar durante la permanencia dentro del rango de temperatura de 200° a 370°C.

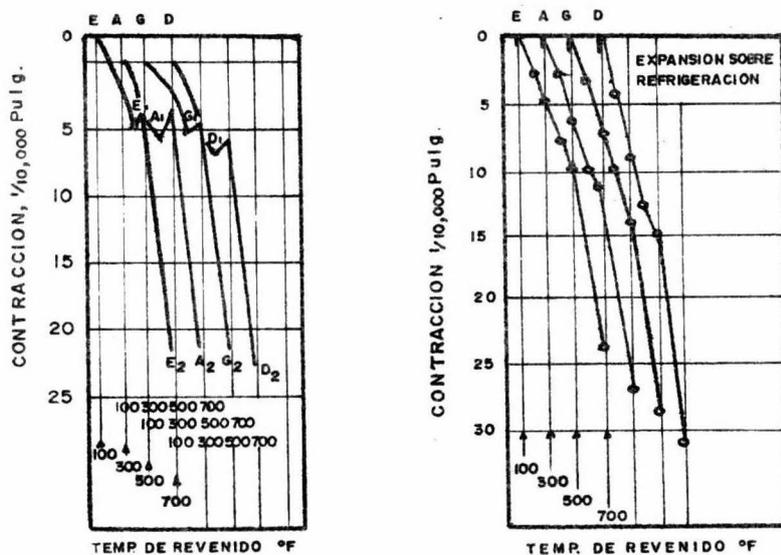


FIGURA 15.- CONTRACCION SOBRE EL REVENIDO DE ACEROS SAE 4150 (TODAS LAS MEDIDAS A TEMPERATURA AMBIENTE DESPUES DEL ENFRIAMIENTO).  
 IZQ.- TEMPLADO SOLAMENTE ANTES DE REVENIR.  
 DER.- TEMPLADO Y REFRIGERADO ANTES DE REVENIR.

FRAGILIDAD DURANTE EL REVENIDO A BAJAS TEMPERATURAS

Al parecer, un empeoramiento anormal de la tenacidad después del revenido en el rango de 200° a 370°C ha sido detectado. Pruebas - realizadas en aceros de medio carbón tipo construcción han puesto de manifiesto este fenómeno. La Fig. 16 ilustra los resultados ob- tenidos en probetas charpy sometidas a la prueba de impacto. La - pérdida de tenacidad es característica de los aceros al carbón y de los de baja alación en tal rango. La tenacidad es rápidamente restaurada a altas temperaturas de revenido, por ejemplo de 370°- a 425°C.

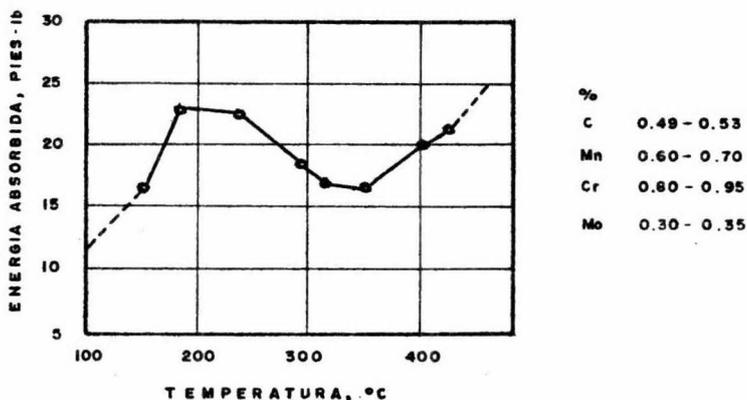


FIG. 16. - ENERGIA ABSORBIDA POR UN ACERO DE CONSTRUCCION ENDURECIDO Y REVENIDO ALREDEDOR DE 315°C.

Se ha dicho que la pérdida de tenacidad en este rango de revenido se encuentra desligada a la descomposición de la austenita retenida la cual, ocurre a las mismas o similares temperaturas. Como prueba de ello, se ha observado que en aceros sometidos a refrigeración después del temple y por tanto desaustenizados, también ocurre una disminución de tenacidad por lo cual, tal hipótesis es insostenible.

Este fenómeno es conocido como "fragilidad de los 250°C" y ha sido asociado con un carburo crítico presente cuando la cementita comienza a formarse. Puede ser causado por una película de carburos precipitados sobre las fronteras de grano y subfronteras, como lo demuestra la naturaleza intergranular de la fractura. Este fenómeno es un serio handicap para obtener una óptima resistencia y tenacidad. Si se utiliza un acero de baja aleación conteniendo silicio, éste problema de fragilidad puede ser evitado. El silicio inhibe el revenido de la martensita. Cuando 1.5% de silicio o más está presente, el promedio de ablandamiento es 0 a 250°C. El silicio inhibe el revenido de la martensita por dos procesos: 1) inhibe el crecimiento de las partículas de carburo, y 2) expande el rango de temperatura en el cual el carburo  $\epsilon$  es estable.

Si un elemento de aleación es más soluble en la cementita que en la ferrita, como son el Mn, Mo, Cr, y W; no es común tener un efecto pronunciado sobre la velocidad de crecimiento de los carburos.

ros precipitados de la martensita, aunque puede afectar la estructura, los sitios de nucleación y la velocidad de nucleación de el carburo. Los elementos de aleación insolubles en el carburo, como el silicio, pueden tener un gran efecto sobre la velocidad de crecimiento de los carburos. Se ha propuesto que la inhibición de el revenido de la martensita por el silicio es debida al rechazo del silicio por las partículas de carburo en crecimiento. El acomodo del silicio alrededor de la partícula en crecimiento causa un incremento en la actividad del carbón en esta región, por ello, disminuye el flujo de carbón a la partícula y disminuye la velocidad de crecimiento.

La determinación de el efecto del silicio sobre la velocidad de crecimiento de los carburos es mostrado en la Fig. 17. La velocidad de crecimiento es comparada con el crecimiento de los carburos en una aleación Fe-Mn-C. Los efectos fueron medidos en ferrita, pero esto carece de importancia. Durante el envejecimiento a 200°C, los carburos en la aleación Fe-Mn-C crecieron a una dimensión máxima de 14,500 Å en 20min. En la aleación Fe-Si-C, los carburos crecieron inicialmente a 200°C a la misma velocidad que en la aleación Fe-Mn-C, pero tan pronto alcanzaron una medida máxima característica de la temperatura de envejecimiento, el crecimiento cesó. La medida máxima fue cerca de 2,000 Å a 100°C y 8,000 a 300°C. Estas temperaturas cubren el rango en el cual el silicio -

inhibe el revenido de la martensita.

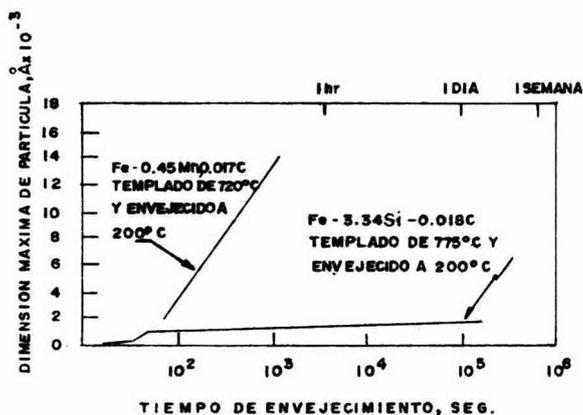


FIG.17.- EFECTO DE EL SILICIO SOBRE LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE LAS PARTICULAS DE CARBURO DURANTE EL ENVEJECIMIENTO.

Los estudios mas recientes han reportado que durante el revenido de un acero de 0.5% C, 0.8% Mn y 2.0% Si, el carburo épsilon precipita a  $150^\circ\text{C}$ , la cementita a  $500^\circ\text{C}$ , pero a  $300^\circ\text{C}$  un nuevo carburo exagonal de alto silicio (9%) denominado  $\gamma$  fue precipitado. Gamma es supuestamente un carburo intermedio entre el carburo épsilon y la cementita.

#### EL REVENIDO A TEMPERATURAS ELEVADAS

Una vez que la temperatura de revenido de  $370^\circ\text{C}$  ha sido excedida, se entra en el amplio rango de revenido que es de  $370^\circ\text{C}$  a  $675^\circ\text{C}$  -

en el cual, un sinnúmero de productos industriales son revenidos. Esto abarca los productos en los cuales la tenacidad es de primera importancia. Cuando se reviene en la parte inferior de este -- rango, nominalmente de 370° a 540°C, las piezas obtienen excelente tenacidad mientras retienen una buena medida de resistencia. El -- revenido en la porción superior del rango, nominalmente de 540° a 675°C, es aplicado a las partes que requieren gran tenacidad, aun que mucha resistencia deba ser sacrificada..)

(Este rango de revenido es utilizado mayormente en aceros al carbón y aceros de construcción aleados, así mismo se caracteriza -- porque causa un incremento en la tenacidad, mientras disminuye -- considerablemente la dureza con la consecuente pérdida de resistencia. Estos cambios en las propiedades mecánicas son el resultado de un cambio microestructural, que es la precipitación y coalescencia (esferoidización inicial) de el carburo estable.)

La disminución en dureza cubre un amplio rango de la misma. Considerando que los aceros al ir aumentando su contenido de carbón, -- obtienen sucesivamente mayor dureza al templarse, también después de revenidos sus durezas cubren una banda de valores como se ilustra en la Fig. 18. Esta figura puede utilizarse como una guía -- aproximativa a la dureza que puede esperarse, pero sólo es aproximada y unicamente cubre los aceros al carbón.

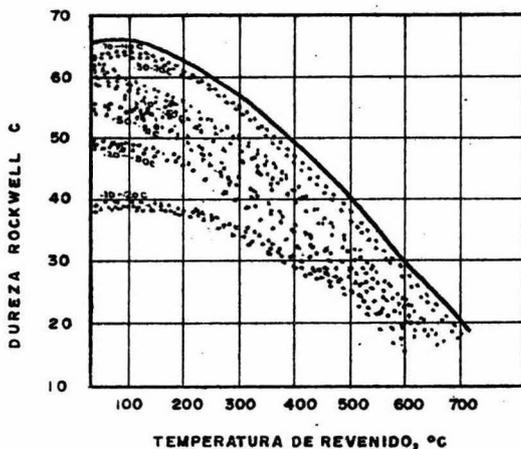


FIG. 18.- DUREZAS DE ACEROS AL CARBON CON VARIOS CONTENIDOS, TEMPLADOS Y ENTONCES REVENIDOS A VARIAS TEMPERATURAS.

Como se ha mencionado, el proceso de revenido causa la precipitación de carburos y su aglomeración. Mientras el carburo épsilon es precipitado a temperaturas inferiores a 260°C y es un "carburo de transición", el carburo que comienza a precipitar alrededor de los 425°C es de una composición y estructura conocida ( $Fe_3C$ ) y su estructura es ortorrómbica.

La tenacidad que se obtiene en el rango de revenido de 540° a - - 675°C es muy grande, y a pesar de la pérdida en resistencia, el proceso de temple y revenido es muy utilizado porque la martensita revenida es mucho más tenaz que una estructura perlítica de la

misma dureza.}

### INFLUENCIA DE LOS ALEANTES EN EL REVENIDO

Las durezas esperadas en el revenido de los aceros al carbón, están graficadas en la Fig. 18. En el rango de revenido de 425° a 480°C, los aceros aleados se comportan en forma similar, las durezas de revenido de aceros de baja aleación son muy cercanas a las de los aceros al carbón con el mismo contenido de él. Pero a altas temperaturas de revenido (480° a 675°C), muchos de los aceros aleados muestran una notable diferencia de los aceros al carbón, ya que las durezas de revenido son apreciablemente mayores en los aceros aleados (comparando siempre el mismo contenido de carbón y la misma temperatura de revenido). La Fig. 19 muestra las durezas que pueden ser esperadas en el rango de revenido de 480° a 675°C, en aceros de baja aleación con varios contenidos de carbón y elementos de aleación. Se nota el efecto de los aleantes al comparar esta carta con la de la Fig. 18 que muestra valores similares para aceros al carbón.

### ENDURECIMIENTO SECUNDARIO

En los aceros al simple carbón hay un ablandamiento progresivo - acompañado de un incremento en la ductilidad, cuando la martensi-

ta es revenida en el rango de  $100^{\circ}$  a  $700^{\circ}\text{C}$ . La dureza cambia ligeramente a  $100^{\circ}\text{C}$  porque la mayor parte del proceso de segregación del carbón es completado durante el temple, aunque algunas veces un pequeño incremento de dureza es observado en aceros de alto -- contenido de carbón. Esto es normalmente atribuido al incremento de la segregación de carbón a dislocaciones.

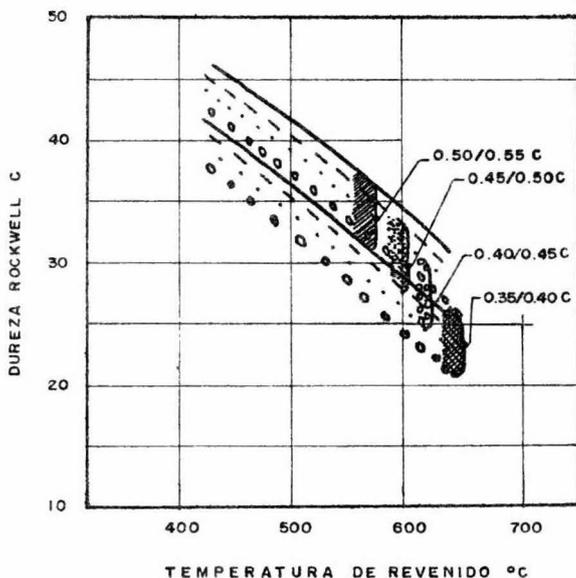


FIG.19. - DUREZAS DE ACEROS ALEADOS, TEMPLADOS Y ENTONCES REVENIDOS. SE NOTA MAYOR DUREZA SI SE COMPARA CON ACEROS AL SIMPLE CARBON

En aceros de alto carbón, la formación del carburo épsilon de  $150^{\circ}$

a 250°C resulta en una disminución de dureza. Esta etapa no se --  
presenta en los aceros de bajo carbón ya que la precipitación de  
el carburo épsilon es inhibida durante el revenido de 100° a - -  
200°C. Como ya se mencionó, la mayoría de el carbón de estos ace-  
ros está en los sitios de dislocación y la mayor parte de estos -  
sitios tienen una menor energía que aquellos disponibles en el --  
carburo épsilon.

La formación de una hilera Widmanstätten de varillas de  $Fe_3C$  de -  
300° a 400°C, en aceros de bajo y alto carbón, también resulta en  
una disminución de dureza. La subsecuente esferoidización de es--  
tos carburos, la recuperación y recristalización a mayores tempe-  
raturas conduce a una posterior disminución de dureza. El proceso  
completo de revenido en martensitas Fe-C, está sintetizado en la  
Fig. 20.

[Sí, sin embargo, elementos de aleación formadores de carburos ta-  
les como Ti, Mo, V, ó W son adicionados a el acero, una posteriore  
importante reacción de endurecimiento ocurre en el rango de reve-  
nido de 500° a 600°C. Esto es denominado "Endurecimiento Secunda-  
rio" y algunas veces como la 4a. etapa del revenido. Como resulta  
do de esta reacción, una dureza aproximada a la del estado temple  
do puede ser obtenida. Un ejemplo es mostrado en la Fig. 21. Este  
endurecimiento es el resultado de un reemplazo de partículas gro-  
seras de  $Fe_3C$  las cuales, se disuelven por una dispersión fina de

carburos aleados tales como  $TiC$ ,  $V_4C_3$ ,  $Mo_2C$ , y  $W_2C$ . Las adiciones de cromo resultan en un retardo de el ablandamiento, pero un pequeño o ningún endurecimiento secundario ocurre debido a que el  $Cr_7C_3$  crece muy rápidamente a  $550^\circ C$ , en contraste a los carburos mas estables tales como el  $Mo_2C$ .

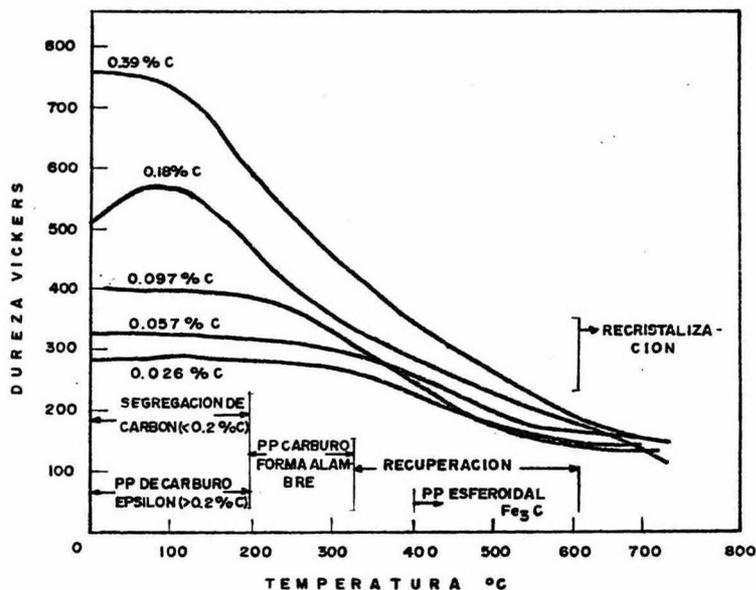


FIG. 20.- DUREZA DE MARTENSITAS Fe-C REVENIDAS 1hr DE  $100^\circ$  A  $700^\circ C$

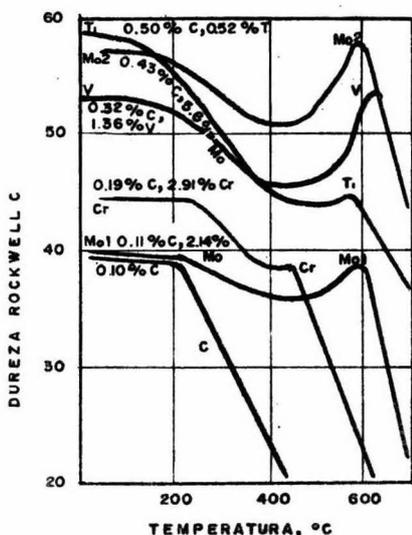


FIG. 21.- ENDURECIMIENTO SECUNDARIO DE ACEROS DE 0.1 A 0.4% DE C CON ADICIONES DE Mo, T, V y Cr

Un gran número de diferentes carburos aleados son posibles. Estos se forman inicialmente como precipitados coherentes muy finos, -- primeramente sobre las dislocaciones heredadas de la martensita -- de temple. Su pequeño tamaño y fina dispersión comparado a las -- partículas de  $Fe_3C$ , son el resultado de menores distancias sobre las cuales los elementos de aleación sustitucionales pueden difundir en comparación al carbón.

El endurecimiento secundario puede ser aún más efectivo por posteriores adiciones de aleantes. En particular, pequeñas concentraciones (menos de 0.1%) de fuertes formadores de carburos como el niobio, incrementan el pico de dureza sustancialmente y tiende a

demorar el sobreenviejamiento. Este efecto es debido principalmente a la formación de una fina dispersión de una segunda fase de carburo, NbC.

Algunos elementos no forman directamente carburos, pero afectan la reacción de endurecimiento secundario indirectamente. Por ejemplo, las adiciones de cobalto a los aceros producen un mayor endurecimiento secundario y demoran el ablandamiento. El mecanismo exacto para el efecto del cobalto, es todavía dudoso.

El cromo como ya dijimos, retarda el ablandamiento pero no proporciona un pico de endurecimiento secundario el cual, sólo se presenta cuando el Mo se adiciona al acero. El cobalto incrementa la resistencia al límite elástico aún cuando no ocurre un endurecimiento secundario.

El endurecimiento secundario es de considerable interés no solo porque retarda el ablandamiento, sino por la fina dispersión de carburos aleados que proporcionan tenacidad. El efecto de el revenido en aceros de 10% Ni, 8% Co, 2% Cr y 1% Mo, a diferentes tiempos y temperaturas es ilustrado en la Fig. 22. La tenacidad de estos aceros se incrementa cuando el tiempo de revenido se incrementa por la disolución de una gruesa dispersión de cementita y es reemplazada por una fina dispersión de carburos aleados.

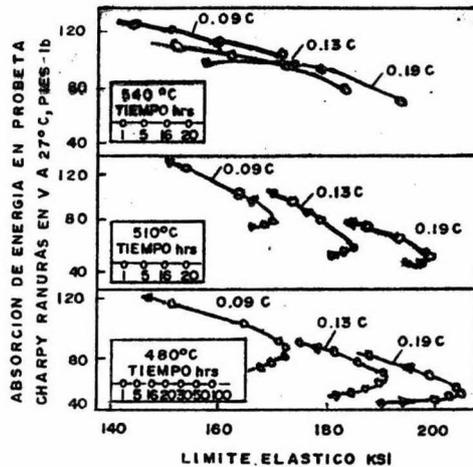


FIG. 22. -TENACIDAD Y LIMITE ELASTICO DE ACEROS CON 10% NI, 8% Co, 2% Cr Y 1% Mo CON VARIOS CONTENIDOS DE C Y TRATAMIENTOS DE REVENIDO.

Se debe notar que para cortos tiempos de revenido la tenacidad -- continua aumentando, aún cuando la resistencia al límite elástico también aumenta. Durante este periodo, el grueso precipitado de  $\text{Fe}_3\text{C}$  es disuelto y un fino carburo  $(\text{Mo}, \text{Cr})_2\text{C}$  es formado. Para -- grandes tiempos de revenido, ocurre el comportamiento normal en -- el cual, la resistencia al límite elástico disminuye y la tenaci- dad se incrementa. Durante este período, sólo ocurre el crecimien- to de el carburo  $(\text{Mo}, \text{Cr})_2\text{C}$ .

#### PELIGRO DE EXCEDER A EN EL REVENIDO

En el revenido a altas temperaturas tales como de 675 a 705°C, --

puede excederse la temperatura  $A_1$  y formarse austenita. Este peligro se presenta sobre todo en los aceros al níquel el cual, disminuye la temperatura  $A_1$ , notablemente; la austenita formada puede - durante el enfriamiento transformarse a perlita de una dureza que depende de la velocidad de enfriamiento. Esta no es una estructura propia de revenido

#### FRAGILIDAD DE REVENIDO A ELEVADAS TEMPERATURAS

Esta nueva fragilidad se presenta en ciertos aceros aleados cuando se revienen en el rango de  $540^\circ$  a  $675^\circ\text{C}$ . Su característica, es una pérdida de tenacidad encontrada cuando la pieza revenida es - enfriada de la temperatura de revenido en forma relativamente lenta, por ejemplo al aire. Sin embargo, la tenacidad es mantenida si la pieza es templada en agua de tal temperatura.

Cuando se empezó a estudiar la fragilidad de revenido, se realizaron pruebas de impacto a temperatura ambiente y los resultados obtenidos clasificados como "suscetibilidad a la fragilidad de revenido". Así, si un acero A medianamente susceptible absorbe 100 - - pies-libra en su condición tenaz, y en su condición fragilizada - absorbe 80 pies-libra, tiene una susceptibilidad promedio de 100 a 80 ó de 1.25 a 1.0. Por forma de comparación, si un acero B aparentemente mucho más susceptible absorbe 100 pies-libre en su condición tenaz, pero en su condición fragilizada absorbe solo 20 --

pies-libra, tiene una susceptibilidad promedio de 100 a 20 ó de 5 a 1.

Sin embargo, pruebas a una serie de temperaturas, proporcionaron una medida más significativa de la susceptibilidad a la fragilidad de revenido. Se determinan nominalmente las temperaturas de transición en las condiciones tenaz y fragilizada. Por ejemplo, si el acero A fuera probado en su condición tenaz y fragilizada, los -- pies-libra absorbidos a varias temperaturas de prueba, serían algo como lo mostrado en la Fig. 23 para el acero A. Si más aún, el acero B es probado similarmente en sus condiciones tenaz y fragilizada, los pies-libra absorbidos serían algo como lo mostrado en la Fig. 23 para el acero B. En este caso, aunque el acero A es -- claramente más tenaz que el acero B, las temperaturas de transi-- ción son muy cercanas tanto para el acero A como para el B, de -- tal forma que los aceros son similares en cuanto a fragilizarse, a pesar de la gran diferencia entre ellos, si se juzgan por una - sola prueba a temperatura ambiente. Si sólo se obtuviera el dato a temperatura ambiente, se juzgaría difícilmente con exactitud si el acero A es menos, más ó igualmente susceptible que el acero B. En suma, no debe confundirse la tenacidad inherente con la suscep-- tibilidad a la fragilidad de revenido, ó no comparar los aceros a una simple temperatura de prueba.

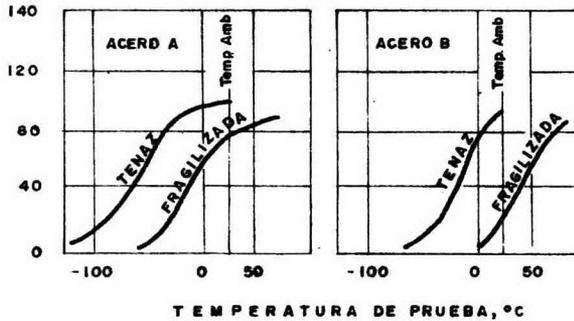


FIG. 23.- VALORES DE ENERGIA ABSORBIDA EN LA PRUEBA DE IMPACTO A DIFERENTE TEMPERATURAS PARA ACEROS EN CONDICION TENAZ Y FRAGILIZADA.

El mecanismo preciso que causa la fragilidad de revenido no ha sido establecido, aunque el comportamiento es relacionado con la presencia de ciertos elementos en el acero. El manganeso es generalmente considerado como promotor de susceptibilidad, así como el alto fósforo y alguna influencia similar es atribuida al cromo y en menor proporción al níquel. Los aceros al carbón, especialmente de bajo contenido de manganeso tienen ligera o nula susceptibilidad, ésta se incrementa con la presencia de los elementos mencionados. El molibdeno es el elemento que atenúa tal susceptibilidad.

La examinación al microscopio ha mostrado que los aceros con fragilidad de revenido, contienen algun modelo de precipitado en la

frontera de grano. Posiblemente, éste precipitado causa fragilidad intergranular. La naturaleza del precipitado no ha sido establecida y se ha postulado que se trata de un carburo, un óxido o un nitruro. De todas formas, cualquiera que sea su naturaleza, su comportamiento sugiere que se trata de una substancia con disminución de solubilidad (en ferrita que es martensita revenida) cuando la temperatura disminuye. Así, su comportamiento indica que la substancia es apreciablemente soluble a  $675^{\circ}\text{C}$ . Cuando se temple de esta temperatura, la substancia desconocida permanece en solución en la ferrita, y el acero es tenaz. Si el acero es enfriado lentamente de la temperatura de revenido, la substancia desconocida muestra que es menos soluble cuando la temperatura disminuye, y manifiesta ésta característica precipitando en las fronteras de grano fragilizando al acero.

Como prueba de ello, si un acero es calentado a  $675^{\circ}\text{C}$  de tal forma que la substancia desconocida esté en solución en la ferrita, templado en agua para retener la substancia en solución y recalentado a una temperatura inferior como  $480^{\circ}\text{C}$  a la cual, la substancia es menos soluble que a  $675^{\circ}\text{C}$ , la substancia precipita y fragiliza al acero. Debido a que la solubilidad es pequeña a esta temperatura, el enfriamiento no tiene influencia sobre la tenacidad; - la pieza se fragiliza si es enfriada lenta o rápidamente.

CAPITULO IV

PARTE EXPERIMENTAL

En este capítulo, se reportan los resultados obtenidos al someter redondos de 4 tipos de acero grado maquinaria a tratamiento térmico de temple y revenido, este último a varias temperaturas, con el fin de observar y comprobar el cambio que sufren los aceros en sus propiedades mecánicas al ser sometidos a tales tratamientos y asimismo efectuar una comparación entre ellos.

Se anexan tablas y gráficas que representan en forma práctica y sencilla los tratamientos térmicos realizados así como, los resultados obtenidos. También se incluyen algunas microfotografías de las estructuras obtenidas en los 4 tipos de acero los cuales son:

ACERO A.I.S.I. 1045

ACERO A.I.S.I. 4140

ACERO A.I.S.I. 5160

ACERO A.I.S.I. 6150

Antes y después de los tratamientos térmicos, se tomó la dureza de las probetas ya que, fue el único medio disponible para comprobar sus propiedades mecánicas.

**TABLA I**  
**COMPOSICION QUIMICA DE LOS ACEROS TRATADOS**

	ACERO 1045	ACERO 4140	ACERO 5160	ACERO 6150
%				
C	0.45	0.39	0.60	0.53
Si	0.33	0.28	0.21	0.32
Mn	0.86	0.80	0.97	0.94
P	0.010	0.008	0.007	0.010
S	0.030	0.027	0.020	0.020
Cr	- - -	0.84	0.94	1.13
Mo	- - -	0.16	- - -	- - -
V	- - -	- - -	- - -	0.19

TABLA II

PROBETAS DE ACERO 1045

D A T O S	P # 1	P # 2	P # 3	P # 4	P # 5	P # 6
Diámetro de la probeta	15/16"	15/16"	15/16"	15/16"	15/16"	15/16"
Volumen de la probeta	4.45cm <sup>3</sup>					
Dza. Brinell antes del tratamiento	217	217	217	217	217	217
Resistencia a la tensión Aprox.	107 000	107 000	107 000	107 000	107 000	107 000
Tratamiento térmico # 1	Temple	Temple	Temple	Temple	Temple	Temple
Vel. de calentamiento	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr
Temperatura de austenización	825°C	825°C	825°C	825°C	825°C	825°C
Tiempo de permanencia	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr
Medio de enfriamiento	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua
Temperatura del M de E	22°C	22°C	22°C	22°C	23°C	23°C
Volumen del M. de E.	6.3 l					
Dureza Rc después del temple	62	61.7	61.33	61.3	61.66	61.0
Resistencia a la tensión aprox.	324 000	322 000	320 000	320 000	322 000	319 000

D A T O S	P # 1	P # 2	P # 3	P # 4	P # 5	P # 6
Tratamiento térmico # 2	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido
Vel. de calentamiento	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr
Temperatura de revenido	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C
Tiempo de permanencia	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr
Medio de enfriamiento	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua
Dureza Rc después del revenido	58.1	51.5	47.1	42.4	38.7	34.2
Resistencia a la tensión Aprox.	298 000	253 000	229 000	198 000	178 000	156 000
Tipo de horno	Mufla Thermolyne 1500					

NOTA: Las unidades de resistencia a la tensión son lb/pulg.2

CICLO TERMICO DEL ACERO 1045

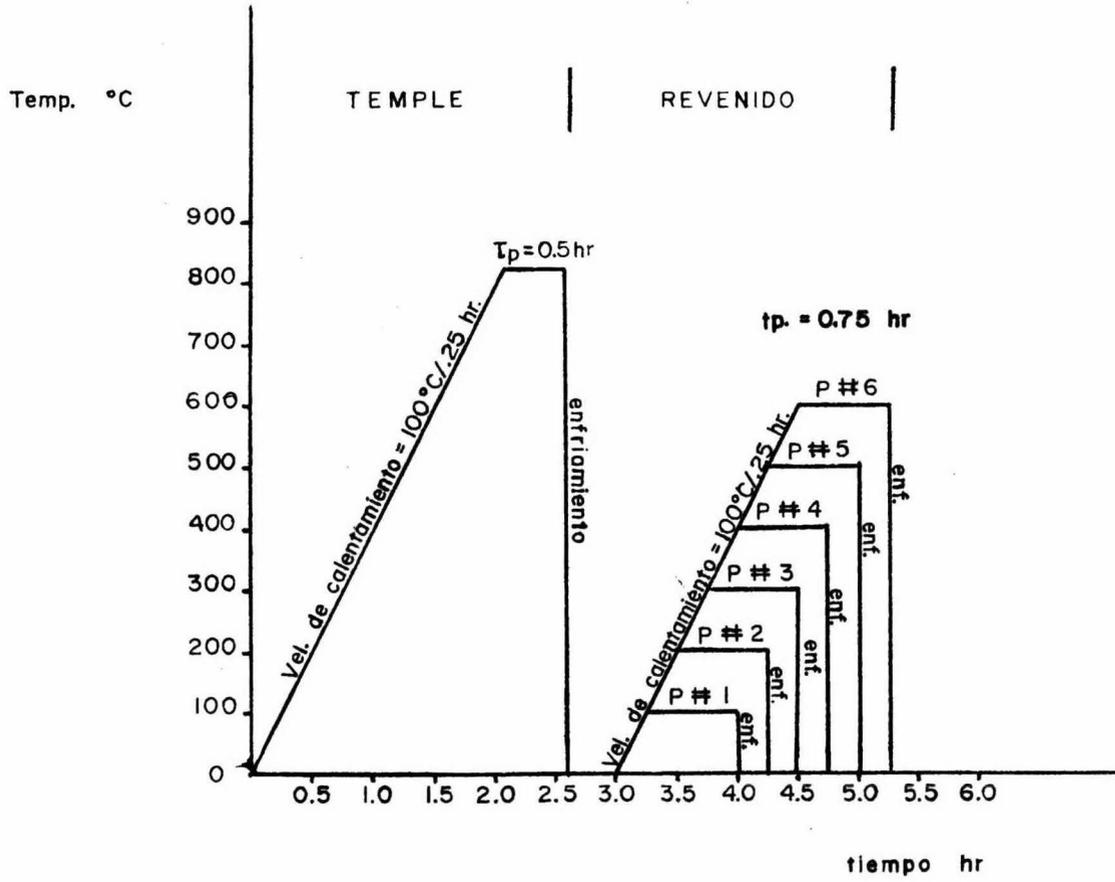


TABLA III

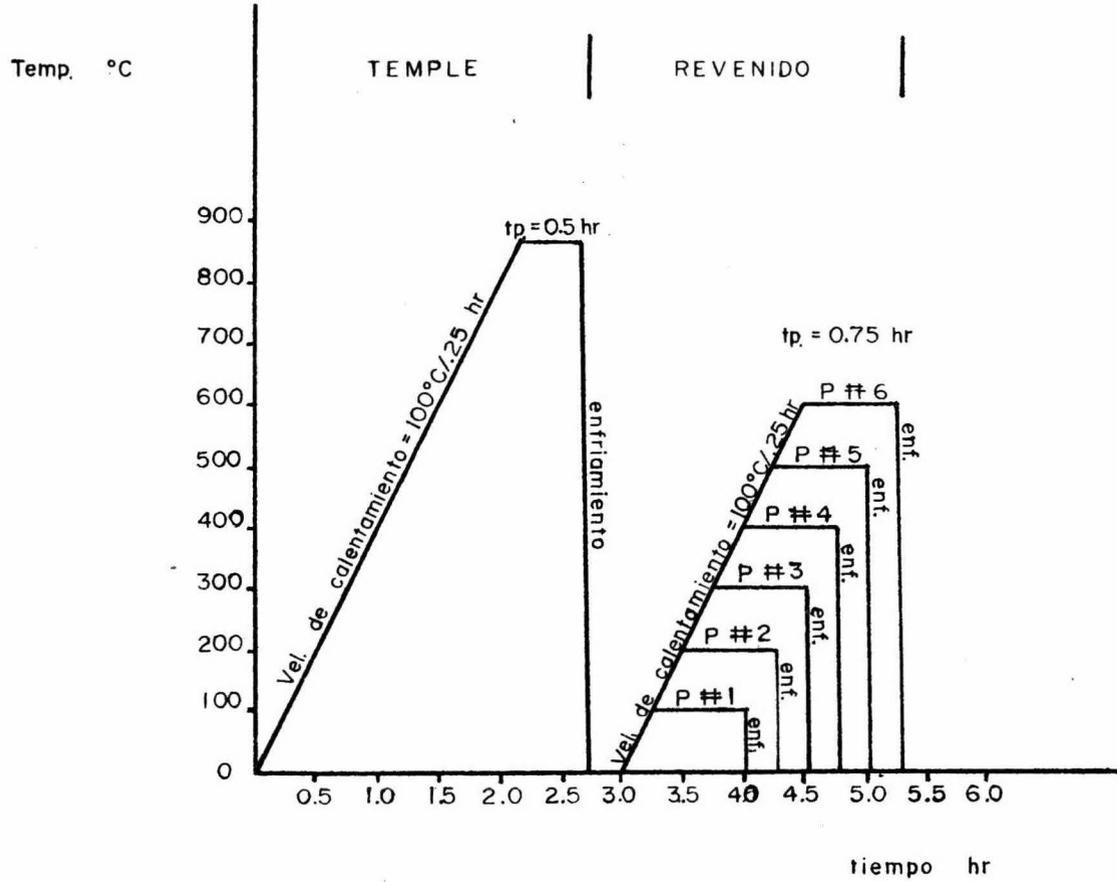
PROBETAS DE ACERO 4140

D A T O S	P # 1	P # 2	P # 3	P # 4	P # 5	P # 6
Diámetro de la probeta	1"	1"	1"	1"	1"	1"
Volumen de la probeta	5.07cm <sup>3</sup>					
Dza. Brinell antes del tratamiento	262	262	262	262	262	262
Resistencia a la tensión Aprox.	128 000	128 000	128 000	128 000	128 000	128 000
Tratamiento térmico # 1	Temple	Temple	Temple	Temple	Temple	Temple
Vel. de calentamiento	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr
Temperatura de austenización	860°C	860°C	860°C	860°C	860°C	860°C
Tiempo de permanencia	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr
Medio de enfriamiento	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite
Temperatura del M. de E.	23°C	23°C	23°C	23.5°C	23.5°C	23.5°C
Volumen del M. de E.	6.3 l					
Dureza Rc después del temple	59.5	59.55	59.16	59.66	58	58.5
Resistencia a la tensión Aprox.	308 000	308 000	305 000	309 000	298 000	301 000

D A T O S	P # 1	P # 2	P # 3	P # 4	P # 5	P # 6
Tratamiento térmico # 2	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido
Vel. de calentamiento	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr
Temperatura de revenido	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C
Tiempo de permanencia	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr
Medio de enfriamiento	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua
Dureza Rc después del revenido	55.85	51.5	47.5	43.0	40.5	36.5
Resistencia a la tensión Aprox.	280 000	253 000	231 000	200 000	185 000	168 000
Tipo de horno	Mufla Thermolyne 1500					

NOTA: Las unidades de resistencia a la tensión son lb/pulg<sup>2</sup>

CICLO TERMICO DEL ACERO 4140



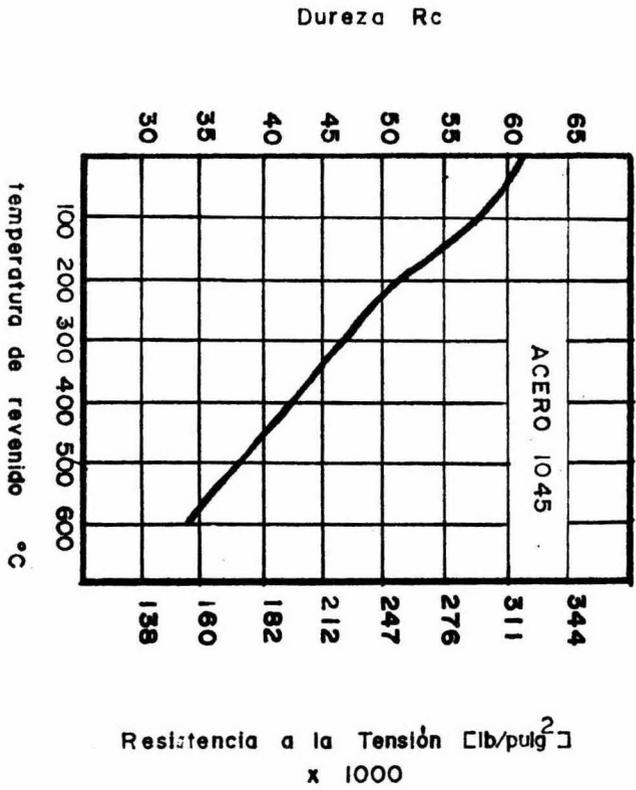
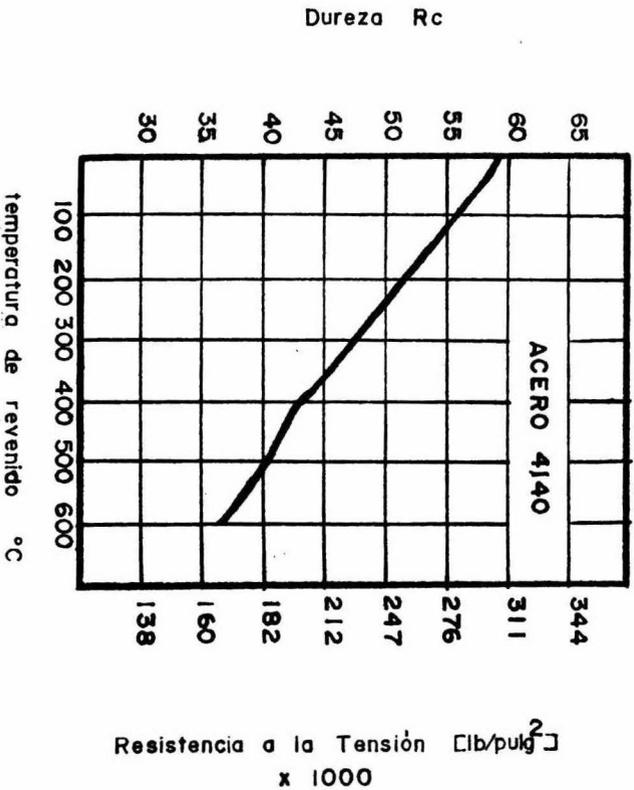


TABLA IV

## PROBETAS DE ACERO 5160

D A T O S	P # 1	P # 2	P # 3	P # 4	P # 5	P # 6
Diámetro de la probeta	1"	1"	1"	1"	1"	1"
Volumen de la probeta	5.07cm <sup>3</sup>					
Dza. Binell antes del tratamiento	262	262	262	262	262	262
Resistencia a la tensión Aprox.	128 000	128 000	128 000	128 000	128 000	128 000
Tratamiento Térmico # 1	Temple	Temple	Temple	Temple	Temple	Temple
Vel. de Calentamiento	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr
Temperatura de austenización	825°C	825°C	825°C	825°C	825°C	825°C
Tiempo de permanencia	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr
Medio de enfriamiento	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite
Temperatura de M. de E.	23°C	23°C	23°C	24°C	24°C	24°C
Volumen de M. de E.	6.3 l					
Dureza Rc después del temple	64.66	64.66	64.83	64.33	65	64.16
Resistencia a la tensión Aprox.	342 000	340 000	343 000	339 000	345 000	338 000

D A T O S	P # 1	P # 2	P # 3	P # 4	P # 5	P # 6
Tratamiento térmico # 2	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido
Vel. de calentamiento	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr
Temperatura de revenido	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C
Tiempo de permanencia	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr
Medio de enfriamiento	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua
Dureza Rc después del revenido	51.5	56.65	52.8	47.0	42.5	38.5
Resistencia a la tensión Aprox.	320 000	285 000	264 000	229 000	198 000	177 000
Tipo de horno	Mufla Thermolyne 1500					

NOTA: Las unidades de resistencia a la tensión son lb/pulg<sup>2</sup>

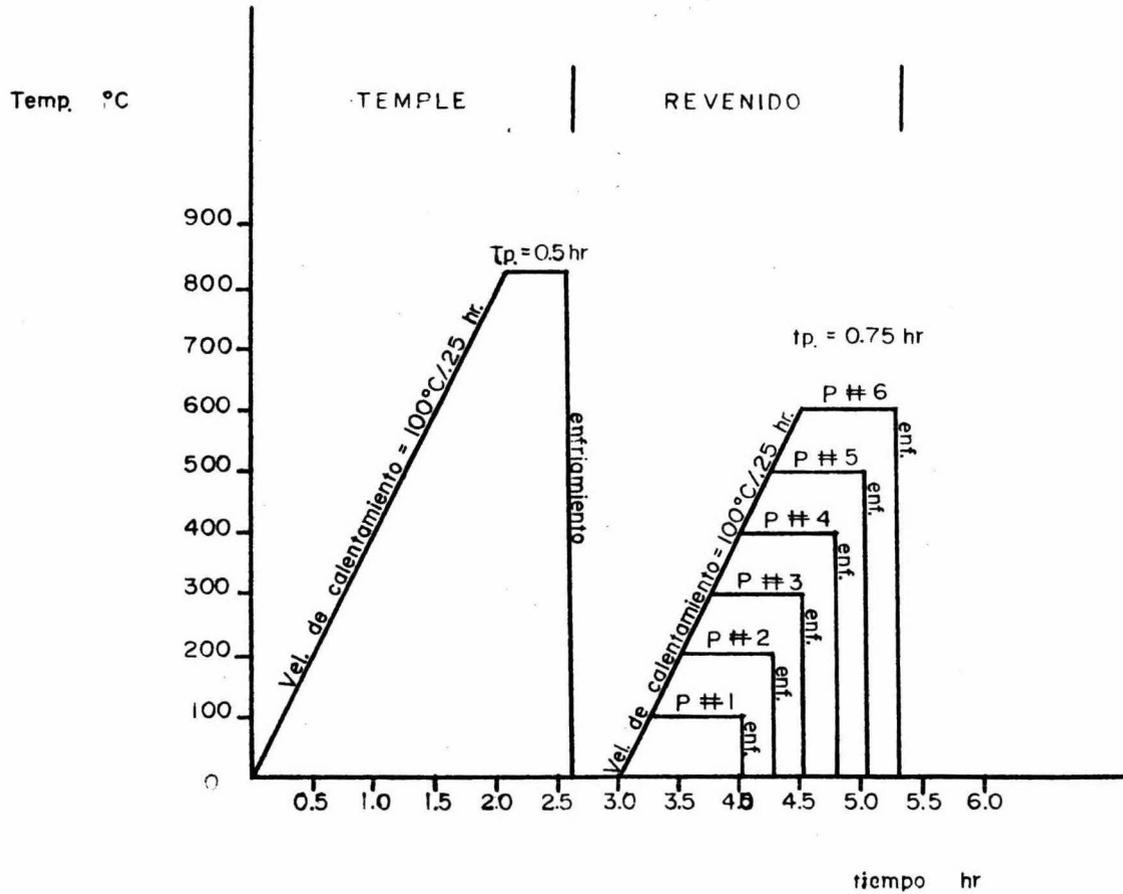


TABLA V

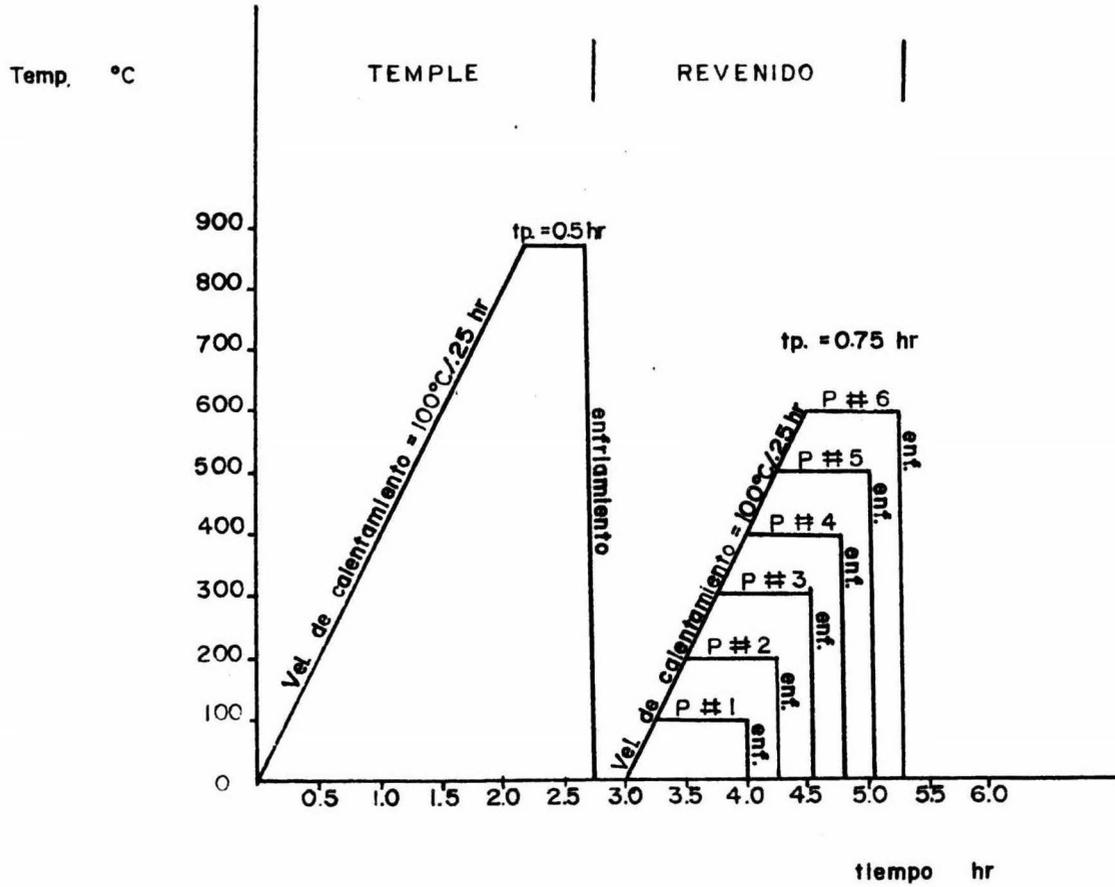
## PROBETAS DE ACERO 6150

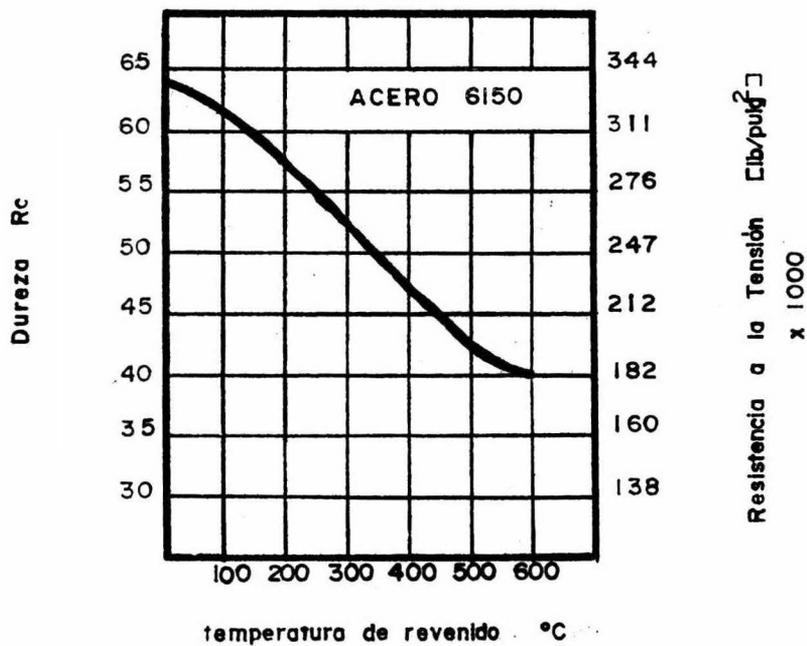
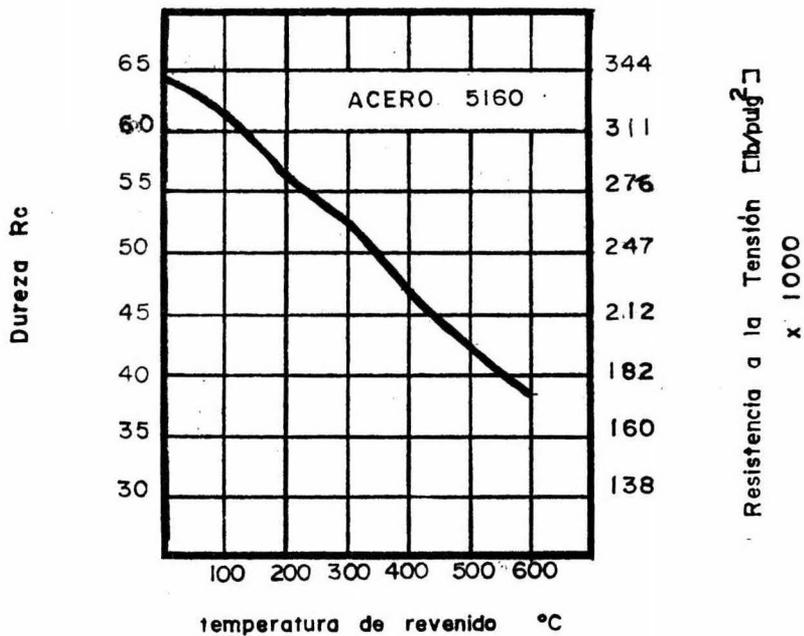
D A T O S	P # 1	P # 2	P # 3	P # 4	P # 5	P # 6
Diámetro de la probeta	7/8"	7/8"	7/8"	7/8"	7/8"	7/8"
Volumen de la probeta	3.88cm <sup>3</sup>					
Dza. Brinel antes del tratamiento	255	255	255	255	255	255
Resistencia a la tensión Aprox.	125 000	125 000	125 000	125 000	125 000	125 000
Tratamiento térmico # 1	Temple	Temple	Temple	Temple	Temple	Temple
Vel. de Calentamiento	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr
Temperatura de austenización	870°C	870°C	870°C	870°C	870°C	870°C
Tiempo de permanencia	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr	0.5hr
Medio de enfriamiento	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite	Aceite
Temperatura del M. de E.	23.5°C	23.5°C	24°C	24°C	24°C	24.5°C
Volumen del M. de E.	6.3 l					
Dureza Rc después del temple	64.33	64.2	64.5	63.66	64.0	63.9
Resistencia a la tensión Aprox.	339 000	338 000	341 000	335 000	337 000	336 000

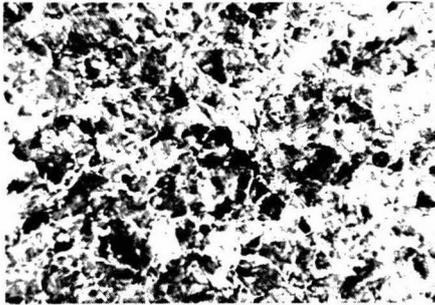
<b>D A T O S</b>	<b>P # 1</b>	<b>P # 2</b>	<b>P # 3</b>	<b>P # 4</b>	<b>P # 5</b>	<b>P # 6</b>
<b>Tratamiento térmico # 2</b>	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido	Revenido
<b>Vel. de calentamiento</b>	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr	100°C/.25hr
<b>Temperatura de revenido</b>	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C
<b>Tiempo de permanencia</b>	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr	0.75hr
<b>Medio de enfriamiento</b>	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua	Agua
<b>Dureza Rc después del revenido</b>	61.5	57.25	52.5	47.3	42.6	40.0
<b>Resistencia a la tensión Aprox.</b>	320 000	290 000	261 000	230 000	198 000	182 000
<b>Tipo de horno</b>	Mufila Thermolyne 1500					

NOTA: Las unidades de resistencia a la tensión son lb/pulg<sup>2</sup>

CICLO TERMICO DEL ACERO 6150



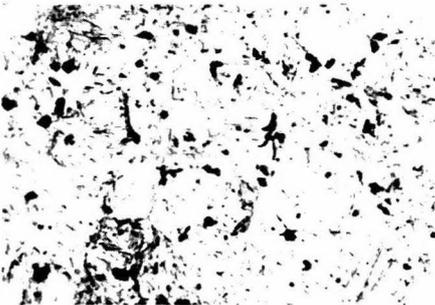




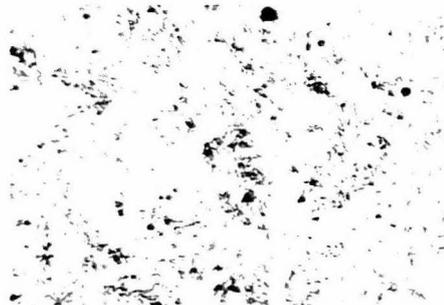
Acero 1045  
recocido 100X



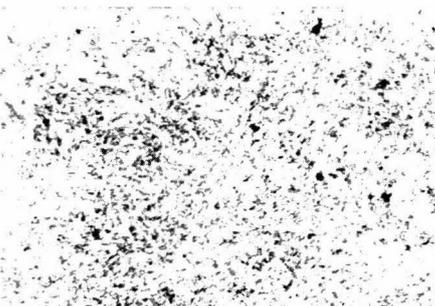
Acero 1045  
templado 500X



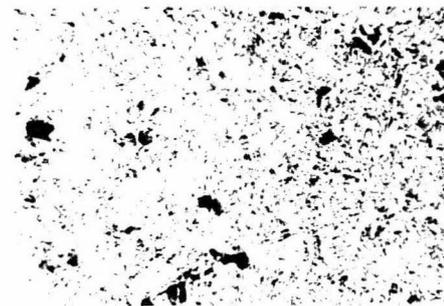
Acero 1045  
revenido a 100°C 500X



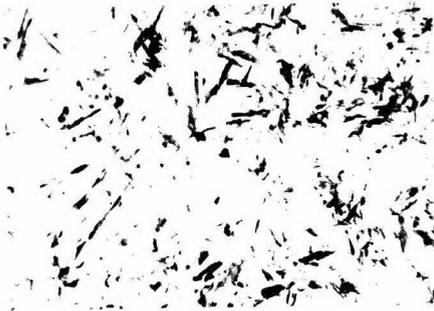
Acero 1045  
revenido a 300°C 500X



Acero 1045  
revenido a 600°C 500X

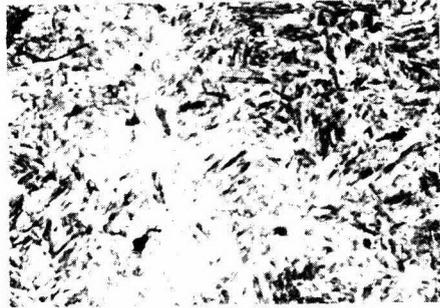


Acero 4140  
normalizado 100X



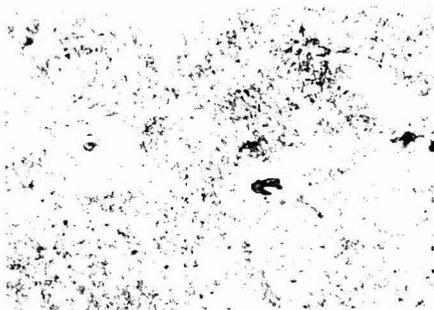
Acero 4140  
templado

400X



Acero 4140  
revenido a 200°C

500X



Acero 4140  
revenido a 500°C

200X



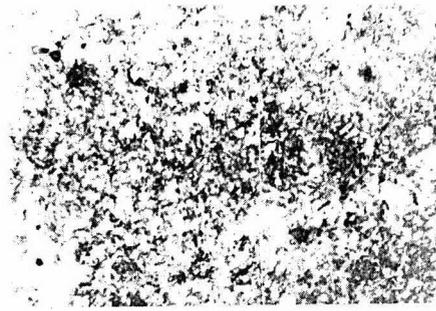
Acero 5160  
templado

100X



Acero 5160  
revenido a 100°C

500X



Acero 5160  
revenido a 400°C

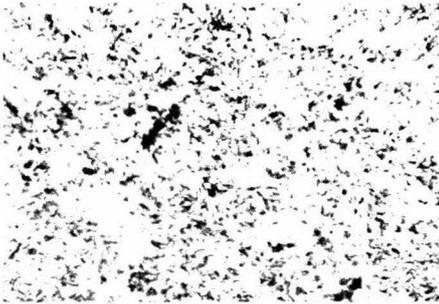
200X



Acero 5160  
revenido a 500°C 500X



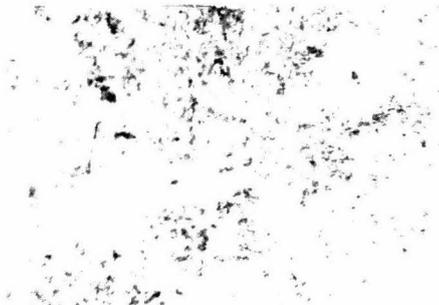
Acero 6150  
templado 200X



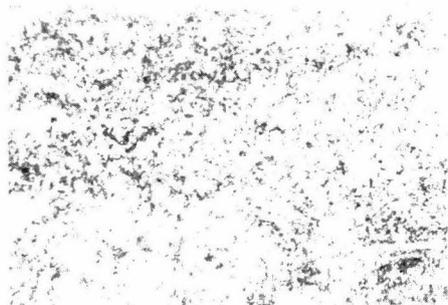
Acero 6150  
revenido a 200°C 200X



Acero 6150  
revenido a 300°C 500X



Acero 6150  
revenido a 400°C 500X



Acero 6150  
revenido a 600°C 500X

### CONCLUSIONES

Cada acero al carbón o aleado, tiene propiedades mecánicas potenciales dependiendo del porcentaje de carbón, forma y medidas de la pieza, contenido de aleación y del cuidado observado durante el proceso de fabricación de la pieza. Cuando todos estos factores son manejados adecuadamente, el comportamiento de la pieza es predecible y digno de confianza.

El conocimiento de que cualquier acero tiene propiedades mecánicas con un rango de valores propios, es básico al diseñar. Es igualmente importante conocer que las propiedades de resistencia convencionales no garantizan por sí solas satisfactoriamente la puesta en servicio de una pieza ya que, la influencia de muchos otros factores determinan su utilidad.

Llevar a cabo un control estricto de la composición química del acero es fundamental, sobre todo en el contenido de carbón ya que, tan sólo una diferencia de 0.03% puede ocasionar grietas de temple. El contenido de carbón, no debe ser mayor al mínimo necesario para lograr las propiedades requeridas.

El tipo, número, medida y distribución de partículas extrañas ó inclusiones no metálicas principalmente sulfuros, pueden tener mayor efecto sobre la Resistencia a la Fatiga de los aceros, que

algunas diferencias en composición química, microestructura y es fuerzos residuales. Las inclusiones son por lo tanto, un factor para controlar rigurosamente.

Muchas operaciones de manufactura producen una combinación de de carburación e irregularidades en la superficie terminada las cuales, actúan conjuntamente para reducir la Resistencia a la Fatiga grandemente. Prematuras fallas en servicio de las piezas tratadas son debidas a estas deficiencias.

Una pequeña decarburación superficial resulta tan peligrosa como las pequeñas grietas de temple y mas aún, cuando el tenor de dureza original es alto. Esta deficiencia puede ser corregida hasta alcanzar propiedades similares a las de diseño mediante una re--carburación ó un tratamiento de "shot peening".

Por último, el control cuidadoso del equipo utilizado en el tratamiento de la pieza, proporcionará el mayor acercamiento a las propiedades deseadas ya que, un porcentaje menor al 100% de martensita formada durante el temple, ó la falta de uniformidad en la dureza de la pieza, reducen su Resistencia a la Fatiga.

## BIBLIOGRAFIA

ELEMENTARY METALLURGY AND METALLOGRAPHY  
ARTHUR M. SHRAGER  
Dover Publications, Inc. - 1961

PRINCIPLES OF HEAT TREATMENT  
M. A. GROSSMANN AND E. C. BAIN  
American Society for Metals - 1973

PHASE TRANSFORMATIONS AND RELATED PHENOMENA IN STEELS  
G. R. SPEICH AND W. C. LESLIE  
American Society for Metals - 1973

METALS HANDBOOK Vol. 1  
PROPERTIES AND SELECTION OF METALS  
American Society for Metals - 1974

METALS HANDBOOK Vol. 2  
HEAT TREATING, CLEANING AND FINISHING  
American Society for Metals - 1974

ASME HANDBOOK  
METAL ENGINEERING - DESIGN  
McGraw Hill Book Company - 1965

METALURGIA FISICA PARA INGENIEROS  
ALBERT G. GUY  
Fondo Educativo Interamericano, S. A. - 1970

TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS  
JOSE APRAIZ BARREIRO  
Dossat - 1968

LA ESTRUCTURA DE LOS METALES  
DRA. NORA LINDENVALD  
Prensa Universitaria Argentina - 1972

FALLAS DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS METALES  
DRA. NORA LINDENVALD  
Prensa Universitaria Argentina - 1972