

10  
2 ej.



# UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán



## PRUEBA JOMINY ENFOCADA A LA COMPARACION DE ACEROS AL CARBONO DE FABRICACION NACIONAL Y AMERICANA (U. S. A.)

**T E S I S**  
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE  
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA  
P R E S E N T A N  
FILIBERTO BARON MUÑOZ DIAZ  
MARIA DEL PILAR ZEPEDA MORENO



**FALLA DE ORIGEN**



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

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

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

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

## CONTENIDO

	Introducción.	1
CAPITULO I	DIAGRAMA HIERRO CARBONO.	
I.1	Generalidades.	4
I.1.1	Aspectos sobre el diagrama Fe-C.	4
I.1.2	División del diagrama.	5
I.1.3	División de los aceros.	11
I.1.4	Principales reacciones.	12
I.2	Estructuras metalográficas y propiedades.	13
I.2.1	Estructuras metalográficas (obtenidas del diagrama de equilibrio).	14
I.2.1.1	Hierro puro.	14
I.2.1.2	Ferrita.	16
I.2.1.3	Austenita	17
I.2.1.4	Fase delta.	18
I.2.1.5	Carburo de Hierro.	18
I.2.1.6	Perlita.	19
I.2.2	Estructuras metalográficas (obtenidas en condiciones fuera de equilibrio).	21
I.2.2.1	Bainita.	21
I.2.2.2	Martensita.	22
I.3	Transformaciones de fase en los aceros.	23
I.3.1	Condiciones de equilibrio.	
I.3.1.1	Austenitización.	24
I.3.1.2	Transformación de aceros hipoeutectoides.	25

I.3.1.3	Transformación de aceros eutectoides.	26
I.3.1.4	Transformación de aceros hipereutectoides.	27
I.3.2	Condiciones fuera de equilibrio.	
I.3.2.1	Influencia de la velocidad de enfriamiento, del contenido de carbono y de la temperatura en la transformación de austenita en ferrita y perlita.	28
I.3.2.2	Forma y tamaño que presentan los granos.	32

## CAPITULO II TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS.

II.1	Generalidades.	35
II.1.1	Tipos de tratamientos térmicos.	35
II.2	Recocido.	36
II.2.1	Que es el recocido?.	36
II.2.1.1	Recocido total.	37
II.2.1.2	Recocido isotérmico.	38
II.2.1.3	Recocido incompleto.	39
II.2.1.4	Esferoidización.	40
II.2.1.5	Recocido para la eliminación de esfuerzos.	41
II.2.1.6	Recocido de proceso.	42
II.3	Normalizado.	43
II.4	Templado.	45
II.4.1	Temperatura de austenitización.	45
II.4.2	Distintos tipos de temple.	47
II.4.2.1	Temple normal de austenitización completa.	48
II.4.2.2	Temple normal de austenitización incompleta.	48

II.4.2.3	Temple interrumpido en agua y aceite.	48
II.4.2.4	Temple interrumpido en agua y aire.	49
II.4.2.5	Austempering.	49
II.4.2.6	Martempering.	50
II.4.2.7	Temple oxiacetilénico.	51
II.4.2.8	Temple por inducción.	52
II.4.3	Medios de temple.	52
II.4.3.1	Agua.	53
II.4.3.2	Aceite.	54
II.4.3.3	Sales fundidas.	55
II.4.4	Comparación de medios de temple.	57
II.4.5	Mecanismos de templado.	59
II.4.5.1	Elección de temperatura de temple.	60
II.4.5.2	Tiempo de calentamiento.	61
II.4.5.3	Velocidad de enfriamiento durante el temple.	61
II.5	Revenido.	62
II.5.1	Tipos de revenido.	63
II.5.1.1	Revenido a baja temperatura.	63
II.5.1.2	Revenido a temperatura media.	63
II.5.1.3	Revenido a alta temperatura.	64
II.5.2	Factores que influyen en el revenido.	64
II.5.2.1	Estado inicial de la pieza.	65
II.5.2.2	Temperatura del revenido.	65
II.5.2.3	Duración del revenido y tamaño de la pieza.	65
II.5.2.4	Velocidad de enfriamiento.	66
II.5.3	Importancia del revenido.	66

### CAPITULO III TEMPLABILIDAD Y LA PRUEBA JOMINY.

III.1	La templabilidad de los aceros.	68
III.1.1	Que es la templabilidad?.	68

III.1.2	Variación de la dureza en función -- del diámetro en barras de acero.	69
III.2	Factores que influyen sobre la tem-- plabilidad.	72
III.2.1	Homogeneidad de la fase austenita.	72
III.2.2	Tamaño de grano.	73
III.2.3	Disolución de carburos.	74
III.2.4	Elementos de aleación.	74
III.2.5	Porcentaje de carbono.	76
III.3	Ensayo Jominy.	76
III.3.1	Condiciones de la probeta.	77
III.3.2	Temperatura de austenitización.	78
III.3.3	Equipo para templado.	79
III.3.4	Procedimiento del ensayo.	81
III.3.5	Mediciones de dureza.	82
III.3.6	Gráfica de dureza contra distancia.	84
III.4	Indice de templabilidad.	84
III.5	Uso de los datos de templabilidad.	86
III.5.1	Forma de reporte (ASTM).	86
III.5.2	Aplicaciones prácticas.	86
CAPITULO IV DISEÑO Y FABRICACION DEL DISPOSITIVO PARA PRUEBAS DE DUREZA.		
IV.1	Generalidades.	89
IV.2	Planos del dispositivo.	91
CAPITULO V OBTENCION DE LAS CURVAS JOMINY.		
V.1	Material y equipo.	93
V.2	Normalizado de la probeta.	96
V.3	Prueba Jominy.	96

V.3.1	Rectificado de las probetas.	100
V.4	Prueba de dureza.	100
V.5	Curvas Jominy.	102
V.5.1	Comparación de las curvas Jominy.	108
CAPITULO VI CONCLUSIONES.		111
CAPITULO VII BIBLIOGRAFIA.		113

## INTRODUCCION

Hace muchos años los productores de aceros desarrollaron manuales extensos que mostraban los perfiles de dureza que se podían lograr en diversos aceros con diferentes condiciones de temple para varios espesores. Después de pensar un poco vieron que con las variables de composición, espesor de la sección y el medio de temple, se necesitarían literalmente miles de curvas. El método usual de comparar aceros se basa en su composición química, lo cual permite una considerable variación en el contenido de carbono y de aleación del acero. La variación en composición química dentro de un grado específico hará que varíe la rapidez crítica de enfriamiento, y a su vez, que varíe la respuesta del acero al tratamiento térmico. Por tanto, comparar un acero de acuerdo a su composición química no es garantía de que su dureza total se obtendrá bajo ciertas condiciones de temple. Como la resistencia es el factor principal en el diseño, a menos que se deseen propiedades especiales, parecería más económico basar la especificación del material en la respuesta al tratamiento térmico "Templabilidad" (facilidad de evitar la transformación de la perlita o bainita de modo que pueda producirse martensita.), en vez de su composición química. Por tanto, es necesario tener una prueba que prediga la templabilidad del acero. El método más ampliamente utilizado para determinar la templabilidad es la prueba o ensayo de templabilidad por enfriamiento del extremo, o también llamado ensayo Jominy, esto en honor de su creador Walter Jominy.

Para el desarrollo de nuestra tesis este ensayo de templabilidad o ensayo Jominy, es la base principal para poder realizar una comparación adecuada y completa de los aceros a utilizar, esto mediante las curvas obteni-

de 0.08% a 0.35% de carbono. Los aceros al medio carbono contienen de 0.35% a 0.50% de carbono, y los aceros al - alto carbono contienen más del 0.5% de carbono.

Posteriormente de acuerdo al contenido de carbono - se podrá ver a cual de estas tres divisiones pertenecen las barras de acero a utilizar.

Hoy en la actualidad este ensayo ha sido estandarizado por la Sociedad Americana de Pruebas de Materiales (ASTM por sus siglas en ingles\*), la Sociedad de Ingenieros Automotrices (SAE\*) y el Instituto Americano del Hierro y Acero (AISI\*). Por consiguiente todos los resultados obtenidos durante el desarrollo de esta tesis pueden ser comparados con datos proporcionados por la literatura.

## CAPITULO 1

## DIAGRAMA HIERRO-CARBONO

## I.1 GENERALIDADES.

Los aceros son principalmente aleaciones de hierro y carbono que ofrecen ilustraciones de la mayoría de las reacciones y microestructuras de -- que dispone el ingeniero para ajustar las propiedades -- del material. Asimismo, las aleaciones hierro-carbono -- son las más representativas de los materiales estructura les usados en ingeniería.

La versatilidad de los aceros como materiales para ingeniería se distingue por la gran cantidad de variedades o clases que se fabrican. En un extremo se encuentran los aceros blandos usados para aplicaciones tales como salpicaderas de automóviles o radiadores y en el otro extremo, se encuentran los aceros extremadamente duros y tenaces usados en engranes. Algunos aceros deberán tener una resistencia a la corrosión anormalmente alta. Los aceros para aplicaciones eléctricas tales como láminas de transformadores deberán tener características magnéticas especiales, de tal manera que puedan ser magnetizados y desmagnetizados varias veces por segundo con pérdidas mínimas de potencia. Otros aceros deberán ser por completo amagnéticos para utilizarse, por ejemplo, en relojes de pulsera y minibarredoras. Los diagramas de fases pueden ayudarnos a explicar las características descritas antes.

## I.1.1 ASPECTOS SOBRE EL DIAGRAMA Fe-C.

Muchas propiedades de las fundiciones del hierro y los aceros al carbono, así como sus microestructuras, se pueden explicar

si se recurre al diagrama de equilibrio de fase hierro-carbono. En forma rigurosa, el diagrama se refiere al sistema hierro-carburo de hierro, pero la relación de las fases existentes se pueden expresar en términos de porcentajes de carbono. El diagrama está dividido en un número de campos de fase, cada uno ocupado por una fase singular, o por una mezcla de dos fases.

Antes de estudiar este diagrama, es importante que se entienda que éste no es un verdadero diagrama de equilibrio, pues equilibrio implica que no hay cambio de fase con el tiempo; sin embargo, es un hecho que el compuesto carburo de hierro se descompondrá en hierro y carbono (grafito), lo cual tomará un tiempo muy largo a temperatura ambiente. El carburo de hierro es una fase metaestable, por tanto, el diagrama hierro-carburo de hierro, aunque técnicamente representa condiciones metaestable, puede considerarse como representante de cambios en equilibrio, bajo condiciones de calentamiento y enfriamiento relativamente lentos, o de cuasi-equilibrio.

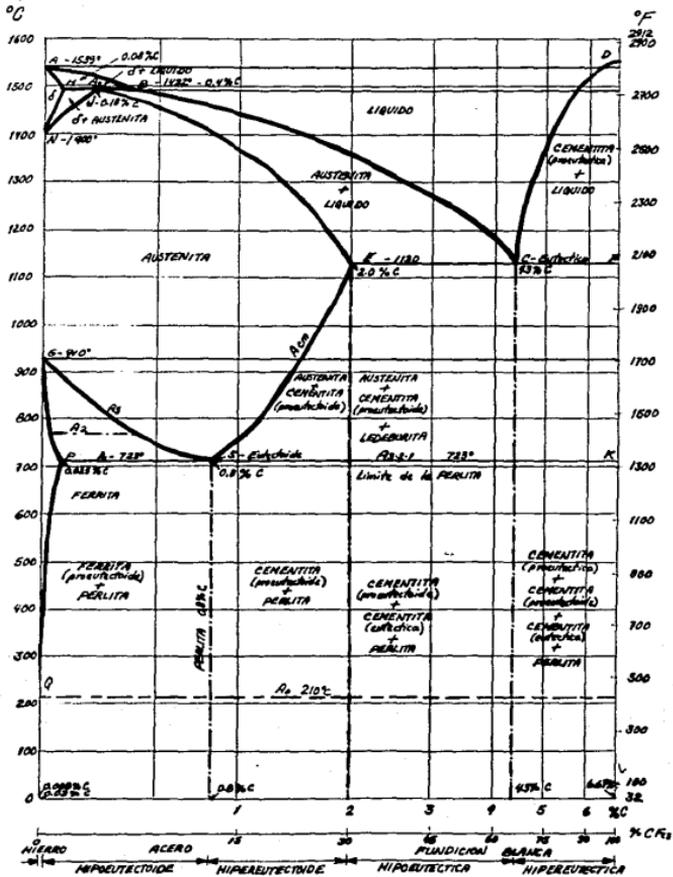
### I.1.2 DIVISION DEL DIAGRAMA.

En el diagrama que a continuación se presenta fig.1, el carbono está a temperatura ambiente combinado con el hierro en forma carburo de hierro ( $Fe_3C$ ) y, por tanto, más propiamente se debería denominar diagrama hierro-carburo de hierro.

En el eje de las abscisas se ha representado la proporción de carbono y también la de carburo de hierro de la aleación. Se ha utilizado la escala logarítmica para que la zona correspondiente al acero, que es la que más interesa, ocupase un mayor espacio. En el eje de las ordenadas se han representado las temperaturas, tanto en grados Centígrados como en grados Fahrenheit.

Fig 1

DIAGRAMA HIERRO - CARBONO



Este punto corresponde a un contenido de carbono de 2.0%,

Además, el punto de 2.0% en el eje de las abscisas divide las aleaciones hierro-carbono en dos clases con características muy distintas. Los aceros de contenido de carbono inferior a 2.0% hasta 0.025% y las fundiciones de contenido de carbono comprendido entre 2.0% a 6.67%.

Los aceros son las aleaciones hierro-carbono que a partir de una temperatura determinada marcadas en el diagrama por las líneas  $A_3$  (GS) y  $A_{cm}$  (SE) se transforman íntegramente en austenita y la austenita al enfriarla rápidamente se convierte en martensita.

4.- El punto S, denominado eutectoide, es análogo al punto C que se denomina eutéctico. La diferencia está en que en el punto eutéctico tiene lugar un cambio de fase de líquido a sólido (enfriamiento) o de sólido a líquido (calentamiento), y en el punto eutectoide se produce una transformación de fases en el estado sólido.

La analogía, salvo esta diferencia, es total. Así como en el punto C (eutéctico) marcaba la composición de la aleación que permanecía líquida a temperatura más baja, también el punto S (eutectoide) marca la composición de la austenita que es estable a temperatura más baja. Este porcentaje es de 0.8% de carbono. Además la totalidad de la masa de la austenita, de composición eutectoide, se transforma íntegramente al pasar por el punto S (eutectoide) en perlita, que es el constituyente eutectico, a semejanza con la ledeburita el constituyente eutectico que se forma al solidificarse la aleación en el punto C (eutéctico). Para contenidos de carbono superiores o inferiores al punto S (0.8% de carbono) la transformación de la austenita en perlita tiene lugar a través de una fase intermedia, durante la cual va segregando un constituyente nuevo hasta que al llegar a la temperatura de  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ), la austenita tiene la

composición eutectoide y se transforma íntegramente en -perlita. Para porcentajes de carbono superiores a 0.8% - la austenita, al enfriarse por debajo de la línea Acm - (SE), segrega cementita hasta llegar a los  $723^{\circ}\text{C}$  -- ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ), y para porcentajes de carbono inferiores a - 0.8%, la austenita, al bajar en su enfriamiento de temperaturas inferiores a las de la línea  $A_3$  (GS) segrega ferrita hasta llegar a los  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ).

5.- El punto J, cuyo porcentaje de carbono de 0.18% es el de la austenita, permanece estable a la más alta - temperatura,  $1,492^{\circ}\text{C}$  ( $2,718^{\circ}\text{F}$ ). este punto se denomina - peritético, y puede considerarse como un punto eutécti-  
co al revés.

6.- El punto H, de 0.08% de carbono, es el máximo - porcentaje que puede tener una solución sólida de hierro delta.

7.- El punto P, de 0.025% de carbono que es el máxi-  
mo porcentaje de carbono que puede disolver la ferrita.

Estos tres últimos puntos J, H y P tienen poco inte-  
rés práctico.

Se ha marcado también en el diagrama, en el eje de las abscisas, un punto que corresponde a 0.025% de carb-  
no, que es el porcentaje máximo que prácticamente se ad-  
mite para que en la aleación hierro-carbono sea conside-  
rada como hierro técnicamente puro.

En el eje de las ordenadas existen los siguientes -  
puntos críticos:

$A_0$ .-  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ), en el que tiene lugar el cam-  
bio magnético de la cementita. Es decir, hasta  $210^{\circ}\text{C}$  -  
( $410^{\circ}\text{F}$ ) la cementita es magnética y por encima de esta -  
temperatura deja de ser magnética.

### I.1.3 DIVISION DE LOS ACEROS.

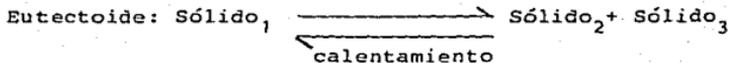
Como se menciona anteriormente, la parte de mayor interes del diagrama hierro carbono para este trabajo es la de los aceros, la cual comprende de 0.025% hasta 2.0% en contenido de carbono; ésta se subdivide a su vez en:

1.- Aceros Hipoeutectoides: Estos aceros son aquellos que contienen una concentración de carbono entre 0.025% y 0.8%, hipoeutectoide significa por debajo de la composición eutectoide, es decir, <0.8% de carbono. Los aceros bajos en carbono son los más importantes del grupo, principalmente a causa de su alta ductilidad, tanto en frío como en caliente, lo cual permite que sean conformados en formas con excelente resistencia y tenacidad. Todos los aceros estructurales y para carrocerías de automóviles están dentro de este grupo. La mayoría de las fundiciones en acero, tales como las partes para vagones de ferrocarril, también están dentro de esta gama de composiciones.

Estos tienen una estructura ferrítica, separada de la austenita en los campos de temperaturas menores a  $A_3$  (GS) y mayores a  $A_1$   $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ), línea (PS), y perlítica, formada de la austenita al alcanzar la temperatura  $A_1$ .

2.- Aceros Eutectoides: El acero con 0.8% en contenido de carbono se llama acero eutectoide, este tipo de acero solamente tiene una estructura, que es 100% perlítica, la temperatura eutectoide para aleaciones de hierro y carbono se encuentra a  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ), con la reacción eutectoide dada por:

enfriamiento



## Continuacion Tabla 1.

NOMBRE	TEMP.	EC. GRAL.	APARIENCIA
Peritética	1,492°C 2,718°F	L+S <sub>1</sub>	$\begin{array}{c} \xrightarrow{\text{enf.}} \\ \xleftarrow{\text{cal.}} \end{array} \text{Nuevo S}_2$

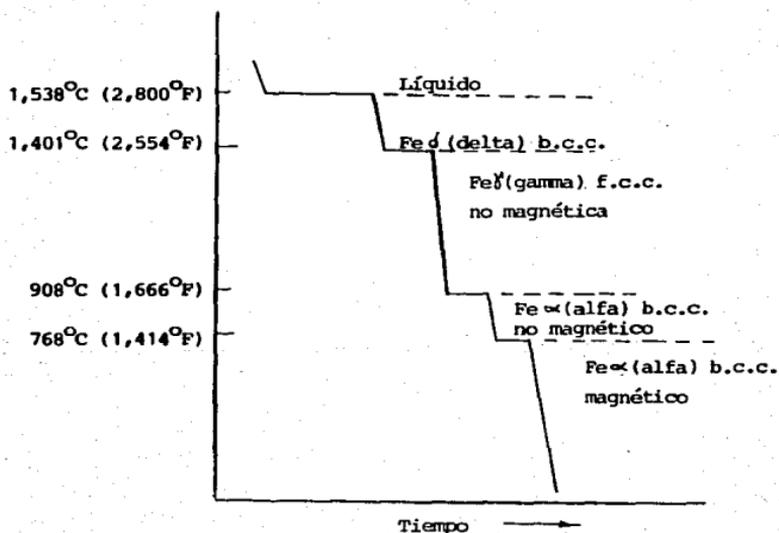
Es importante tener presente que el diagrama de equilibrio es indispensable para el estudio racional de las aleaciones, pues por cada porcentaje de los elementos que las componen el diagrama da su constitución a cualquier temperatura, también es útil en el estudio de los tratamientos térmicos que están basados en el cambio de fase de las aleaciones por calentamiento y enfriamiento, pues por medio del diagrama se pueden conocer las temperaturas que se deben alcanzar en el calentamiento según la composición de la aleación y la constitución probable que se obtendrá en el enfriamiento.

## I.2 ESTRUCTURAS METALOGRAFICAS Y PROPIEDADES.

La metalografía, que tiene por objeto el estudio de la estructura de los metales, nació en el pasado siglo XIX. Hacia 1808, Widmanstätten comenzó a estudiar la estructura de los meteoritos, observando a simple vista su constitución macrográfica, puliendo su superficie y atacándola luego con ácidos o haciéndola visible por calentamientos a temperaturas relativamente bajas. En los últimos años, investigadores de todas las nacionalidades, han efectuado notables trabajos sobre las estructuras microscópicas de los aceros.

co . Finalmente, a  $768^{\circ}\text{C}$  ( $1,414^{\circ}\text{F}$ ), el hierro alfa se ha ce magnético sin cambio en la estructura reticular. Originalmente, el hierro alfa no magnético se llamaba hierro beta ( $\beta$ ) hasta que ulteriores estudios con rayos x mostraron que no había cambiado en la estructura reticular a  $768^{\circ}\text{C}$  ( $1,414^{\circ}\text{F}$ ).

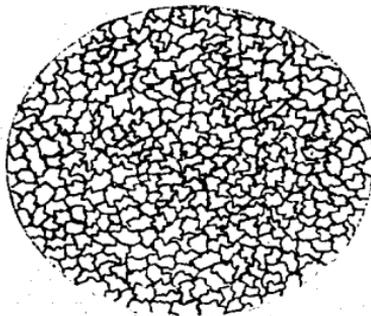
Fig. 2 Curva de enfriamiento para hierro puro.



### I.2.1.2 FERRITA.

Es el nombre dado a la solución sólida alfa, de hierro alfa y carbono. Es una solución sólida intersticial de una pequeña cantidad de carbono disuelto en hierro alfa (b.c.c.). La máxima solubilidad es 0.025% de C a  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ) A , y disuelve solo 0.008% de C a temperatura ambiente. Debido a esto, solo puede disolver poco carbono intersticialmente, en cambio por sustitución puede disolver cantidades significantes de cromo, silicio, tungsteno y molibdeno. La ferrita es bastante blanda y dúctil, las propiedades promedio son: resistencia tensil, 40,000 lb/pulg<sup>2</sup>, elongación, 40 por ciento en dos pulg.; dureza, menor que la Rockwell C0 ó que la Rockwell B90. A temperaturas menores de  $770^{\circ}\text{C}$  ( $1,418^{\circ}\text{F}$ ) es un material ferromagnético. Fig.3.

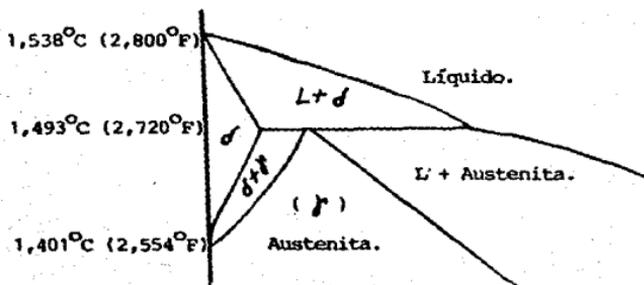
Fig. 3 Ferrita a 100 aumentos.



#### 1.2.1.4 FASE DELTA.

Arriba de  $1,349^{\circ}\text{C}$  ( $2,460^{\circ}\text{F}$ ) la austenita deja de ser la forma más estable del hierro, ya que la estructura cristalina vuelve a ser b.c.c., llamada hierro delta. El hierro delta es el mismo que el hierro alfa, a excepción de su intervalo de temperaturas de estabilidad y, por tanto, se conoce comúnmente como ferrita delta. La solubilidad del carbono en ferrita delta es pequeña, pero es significativamente mayor que en ferrita alfa, debido a la alta temperatura. En la fig.5 se muestra la región delta dentro del diagrama hierro-carbono.

Fig. 5 Región delta dentro del diagrama Fe-C.



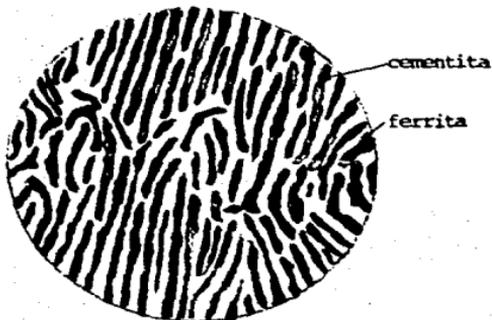
#### 1.2.1.5 CARBURO DE HIERRO.

Además de las soluciones sólidas de hierro y carbono, la otra fase sólida en el diagrama es el carburo de hierro  $\text{Fe}_3\text{C}$ , que también se de

posición eutectoide es cuando se tiene la mejor distribución de estas laminillas, lo cual le da al acero dureza y buena ductilidad, en este caso decimos que tenemos un acero 100% perlítico.

La perlita es la mezcla eutectoide que contiene -- 0.8% de C se forma a  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ) a un enfriamiento muy lento. La distribución y el tamaño de las laminillas de ferrita y cementita, dependen grandemente de la temperatura de enfriamiento. Para enfriamientos lentos tendremos una perlita burda y para enfriamientos rápidos tendremos una perlita fina. La fig. 6 muestra la mezcla típica huella dactilar, llamada perlita. Las propiedades promedio resistencia tensil  $120,000 \text{ lb/pulg}^2$ ; elongación, 20 por ciento en 2 pulg.; dureza, Rockwell C 20, Rockwell B 95-100 o BHN 250-300.

Fig. 6 Perlita a 2,500 aumentos. Esta microestructura es una mezcla laminar de ferrita (matríz clara) y carburo (obscura). La perlita se forma de la austenita con composición eutectoide. Por lo tanto, la cantidad y composición de la perlita es la misma que la cantidad y composición eutectoide.



### 1.2.2 ESTRUCTURAS METALOGRAFICAS (OBTENIDAS EN CON-- DICIONES FUERA DE EQUILIBRIO).

Al hacer dis--  
tintos tratamientos térmicos y cambios de temperatura se observó la existencia de otras fases, una que se veía co  
mo una mancha negra, la cual con ayuda del microscopio -  
electrónico se pudo determinar que era otra perlita pero  
demasiado fina y se dió el nombre de bainita. La otra, -  
una de las microestructuras más importantes en la meta--  
lúrgia ( la microestructura que encontramos en partes de  
acero endurecidas tales como brocas, sierras y balineras)  
se llama martensita y no se puede encontrar en ningún --  
diagrama de fase.

#### 1.2.2.1 BAINITA.

Esta fase se compone de laminillas  
alternas de ferrita y cementita, pero estas laminillas -  
son mucho más finas (delgadas), que las observadas en la  
perlita.

Para obtener la bainita se requiere bajar la tempe--  
ratura del acero en forma rápida, es decir, en condicio--  
nes fuera de equilibrio de manera que se restrinja en --  
cierta medida la formación de laminillas gruesas de fe--  
rrita y cementita. Por lo tanto, la bainita se puede con--  
siderar como una perlita muy fina.

La velocidad de enfriamiento no debe llegar a ser -  
muy grande ya que en este caso se formaría la martensita  
(existe una velocidad de enfriamiento límite conocida co  
mo "velocidad crítica", por arriba de la cual la trans--  
formación de la austenita será en martensita).

Entre mayor sea la velocidad de enfriamiento, más -  
fina será la bainita y tendrá mayor dureza. A temperatu--

ras mayores del intervalo de transformación aparece perlita y se conoce como bainita superior o plumosa; a bajas temperaturas aparece como una estructura negra tipo aguja que parece martensita y se conoce como bainita inferior o acicular.

La dureza de la bainita varía desde Rockwell C 40 a proximadamente para la bainita superior, hasta Rockwell C 60 aproximadamente para la bainita inferior. Este incremento de dureza, como con la perlita, es reflejo del decremento en tamaño y espaciamiento de las plaquetas de carburo conforme la temperatura de transformación disminuye.

#### I.2.2.2 MARTENSITA.

Esta fase se obtiene por un enfriamiento muy brusco a partir de la fase austenita. Para que pueda aparecer la martensita es necesario alcanzar la temperatura  $M_s$  (comienzo de la martensita), con una velocidad de enfriamiento superior a la crítica, esta temperatura es propia para cada acero y para que termine su formación tendremos que llegar hasta  $M_f$  (final de la martensita). Esta fase se obtiene por una transformación en la estructura f.c.c. de la austenita en tetragonal de cuerpo centrado, sin embargo, esta transformación no se lleva a cabo por nucleación y crecimiento de grano. Esta es la fase más dura que aparece en los aceros al carbono.

La apariencia de esta fase al microscopio es de forma acicular, o sea de agujas.

Se han ideado diversas fórmulas para calcular la temperatura del inicio de la formación de la martensita ( $M_s$ ) una de las fórmulas es la siguiente:

$$M_s (^{\circ}F) = 1,000 - (650 \times \%C) - (70 \times \%Mn) - (35 \times \%Ni) - (70 \times \%Cr) -$$

$$(50 \times \%Mo)$$

La temperatura del final de formación de la martensita (Mf), generalmente se toma como la temperatura a la que la transformación esté completa. Ya que por lo general no está claramente definida se determina por medios visuales.

La dureza de la martensita aumenta rápidamente con el incremento en el contenido de carbono, alcanzando casi Rockwell C 60 al 0.40% de C. Más allá de ese punto, - la dureza es casi Rockwell C 65.

### I.3 TRANSFORMACIONES DE FASE EN LOS ACEROS.

Anteriormente se mencionó que existen para cada acero ciertas -- temperaturas en las que en el calentamiento y en el enfriamiento hay transformaciones de constituyentes microscópicos. Estas transformaciones no son iguales en todo tipo de aceros, varían de acuerdo al enfriamiento que se les de, el cual puede ser un enfriamiento muy lento o un enfriamiento muy rápido (condiciones de equilibrio o fuera de estas) dependiendo del tipo de tratamiento térmico que se le aplique al acero. También varían de acuerdo al contenido de carbono que contenga el acero, ya que si -- comparamos un acero hipoeutectoide con un hipereutectoide calentados hasta una determinada temperatura igual para los dos y después enfriandolos bruscamente en el -- mismo medio y a la misma temperatura se podrá analizar -- por los resultados que las transformaciones ocurridas en los microconstituyentes de cada acero son distintas aunque el procedimiento en el tratamiento haya sido el mismo.

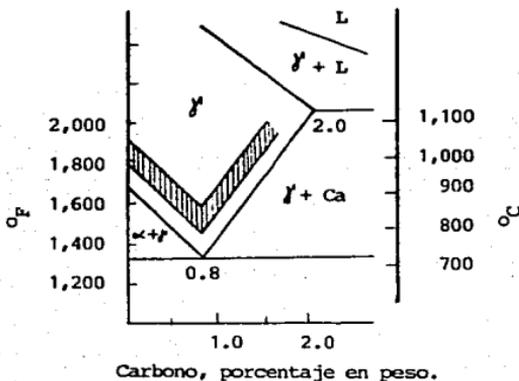
A continuación se analizarán estos puntos o temperaturas críticas y los fenomenos físicos que acompañan a estas transformaciones.

### I.3.1 CONDICIONES DE EQUILIBRIO.

#### I.3.1.1 AUSTENITIZACION.

Para llevar a cabo una transformación dentro de condiciones de equilibrio es necesario tener un enfriamiento lento en el acero a partir de la temperatura de austenitización, la cual es una temperatura dentro de la fase gamma (que varía según el acero) para producir austenita. La figura que se muestra a continuación (fig. 7) nos sitúa dentro del diagrama hierro-carbono en la zona de temperaturas austenitizantes - para diversos contenidos de carbono.

Fig. 7 Temperaturas austenitizantes para diversos contenidos de carbono. (zona sombreada).



## I.3.1.2 TRANSFORMACION DE ACEROS HIPOEUTECTOIDES.

Para este tipo de aceros es necesario mencionar que las transformaciones que ocurren dentro de la zona de la fase delta no tienen importancia práctica, ya que como se se puede observar a partir del diagrama hierro carbono - todos los aceros tienen que transformarse en fase gamma, por lo que es importante analizar la transformación de la fase gamma, ya sea en condiciones de equilibrio o fuera de estas.

Para poder iniciar la transformación es necesario - que todo el material posea una temperatura homogénea, lo cual implica que también se tendrá una composición homogénea, esto se logra teniendo el acero hipoeutectoide a una temperatura de austenitización según sea su contenido en porcentaje de carbono (fig.7), durante un cierto tiempo.

Al enfriar más abajo de la línea marcada en el diagrama como (GS) se inicia su transformación y precisamente la velocidad y el carácter de transformación de la austenita dependen del grado de su sobreenfriamiento, para condiciones de equilibrio se requiere de un enfriamiento lento, para alguna temperatura y en este punto empezarán a aparecer núcleos de fase alfa o ferrita dentro de los granos de la fase gamma, esta formación de núcleos aparecen sobre los límites de grano de la fase gamma

Al seguir enfriando el acero aumenta la estabilidad de la fase alfa, y por lo tanto, los núcleos empiezan a crecer, lo que trae como consecuencia un cambio en la composición de ambas fases (alfa y gamma), del diagrama de fases se puede observar que la composición de la fase alfa varía con la temperatura de acuerdo con la curva --

(GP), mientras que la composición de la fase gamma varía de acuerdo a la curva (GS), lo que nos lleva a que la temperatura eutectoide  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ), la fase gamma tenga la composición eutectoide 0.8% C, por lo que al -- continuar bajando la temperatura se transforma ésta en -- perlita, por lo tanto, a temperaturas por debajo de los  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ) se tendrán presentes las fases alfa y -- perlita. La composición de la primera seguirá cambiando de acuerdo a la curva (PQ), sin embargo, se puede observar que a temperaturas menores disminuye la cantidad de carbono que acepta hasta llegar a un porcentaje de 0.008% por lo que se ve que de ninguna forma aumenta de manera apreciable la cantidad de cementita y por consiguiente -- la cantidad de perlita.

De lo anterior se puede concluir que las fases finales que se tienen en un acero hipoeutectoide son la fase ferrita o alfa y la fase perlita.

### 1.3.1.3 TRANSFORMACION DE ACEROS EUTECTOIDES.

De la temperatura de austenitización para un acero con 0.8% C (fig.7), con un enfriamiento en condiciones de equilibrio al llegar a la temperatura de  $723^{\circ}\text{C}$  ( $1,333^{\circ}\text{F}$ ), se lleva a cabo la transformación de la fase gamma por medio de la transformación eutectoide dando origen a la -- formación de perlita, al enfriar lentamente este tipo de acero se obtiene perlita burda, ya que se da tiempo a -- que exista difusión de los átomos de carbono fuera de la ferrita.

El acero eutectoide es por lo tanto un acero con fa se final 100% perlítica.

#### I.3.1.4 TRANSFORMACION DE ACEROS HIPEREUTECTOIDES.

Enfriando el acero a partir de su temperatura de -- austenitización se llega a cortar la curva (ES) del diagrama hierro-carbono, estos aceros empezarán a nuclear -- la fase cementita a partir de la fase gamma. Esta fase -- cementita, por ser un compuesto intermetálico desde su -- nucleación tendrá una composición  $Fe_3C$  dada por la línea (FL).

Conforme disminuye la temperatura se va formando -- cada vez mayor cantidad de cementita, lo que trae como -- consecuencia que la composición de la austenita comience a disminuir de acuerdo a la curva (ES), hasta que al lle -- gar a los  $723^{\circ}C$  ( $1,333^{\circ}F$ ) la austenita tendrá la compo -- sición eutectoide de 0.8% C y por lo tanto la cantidad -- que se tenga de austenita se transformará en perlita. -- Por debajo de la temperatura eutectoide, poco será el -- cambio en el porcentaje de las fases perlita y cementita.

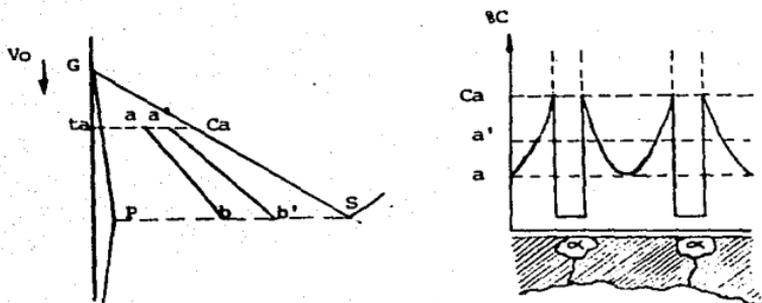
La cementita se forma a partir de la fase gamma y -- su nucleación se hace principalmente en los límites de -- grano de la fase gamma.

De lo antes mencionado se puede concluir que las fa -- ses finales que se tienen en un acero hipereutectoide -- son perlita y cementita.

Cabe mencionar que cuando las temperaturas críticas realmente se determinan, se encuentra que no ocurren a -- la misma temperatura. La crítica en el calentamiento es siempre mayor que la crítica en el enfriamiento. Para -- distinguir las críticas en calentamiento de las que ocurren en el enfriamiento, las primeras se llaman  $A_c$  (c de la palabra en francés "chauffage", que significa calenta -- miento) y las segundas  $A_r$  (r de la palabra en francés -- "refroidissement", que significa enfriamiento). Por lo --

to ulterior, la concentración en carbono de la austenita evoluciona en el límite austenita-ferrita según CaS y en la austenita a distancia máxima de ese límite según una línea como ab. La concentración promedio del carbono en

Fig. 8 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación gamma-alfa.



la austenita evoluciona según a'b'. La línea ab representa además las temperaturas de comienzo de transformación en función del contenido en carbono para la velocidad de enfriamiento  $V=V_0$ . La línea ab no solo está situada abajo de GS, sino que además tiene una mayor inclinación, - ya que la estabilidad de la austenita y también el subenfriamiento, aumentan cuando el contenido en carbono de la austenita residual aumenta. La distribución del carbono que se establece en este mecanismo está representado esquemáticamente en la fig. 8.

evoluciona durante el enfriamiento ulterior según la línea de equilibrio GS, la austenita más pobre en carbono según ab y la composición promedio según a'b'. Cuando la austenita en equilibrio llega al punto S, no se forma inmediatamente perlita a la temperatura  $T_2$ , sino con un pequeño subenfriamiento en  $S_1$  a la temperatura  $T_3$ . La austenita que no está en contacto con la ferrita y que tiene un contenido en carbono menor, solamente llega al límite de saturación a una temperatura todavía más baja, - por ejemplo  $T_4$ , mientras que la austenita más pobre en carbono tan sólo llega a la saturación en carbono en el punto b y precipita cementita a partir de la temperatura  $T_5$ . La línea a'b' representa la concentración promedio de la austenita y el punto b' representa la composición promedio de la perlita.

Por lo tanto, la consecuencia es que con aumento de la velocidad de enfriamiento ( $V_1 \dots V_4$ ) el punto eutectoide se desplaza hacia temperaturas inferiores y concentraciones en carbono inferiores de S ( $b_1 \dots b_4$ ). La perlita se empobrece en carbono y la cantidad de perlita sobrepasa la cantidad que se puede deducir del diagrama de equilibrio.

Con una velocidad de enfriamiento bastante grande, la transformación eutectoide se extiende sobre un determinado intervalo de temperatura, lo que facilita el templeado (enfriamiento rápido) en la zona de transformación. Con una velocidad de enfriamiento aumentada y a una temperatura de transformación disminuida, ocurre una aceleración pronunciada de la transformación austenita-perlita, de esta manera la formación de perlita puede ser reprimida en parte o totalmente.

La influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la formación de perlita y la influencia de la temperatura de transformación disminuida sobre el mecanismo de la transformación se produce como sigue:

1.- Con baja de temperatura el coeficiente de difusión del carbono disminuye; en cambio, el gradiente de concentración aumenta como consecuencia de la reducción de la distancia entre las laminillas.

2.- Con un subenfriamiento importante, el potencial de nucleación aumenta y se forman más núcleos, de modo que los granos de perlita se vuelven más pequeños y más numerosos.

3.- Con una baja temperatura, la perlita tiende a desarrollarse en forma de abanico o esferoidal, lo que aumenta la superficie de contacto entre la austenita y el frente de crecimiento perlítico; este factor también aumenta la velocidad de transformación.

El efecto total de estos tres factores es un aumento de la velocidad de transformación con la disminución de temperatura de transformación cuando aumenta la velocidad de enfriamiento. En el aspecto metalográfico esto se reflejará sobre todo en una estructura eutectoide más fina (bainita), o sea la reducción del tamaño de los granos de perlita y el crecimiento de ésta en forma de abanico.

En síntesis, la formación de las fases que se obtienen en un acero fuera de condiciones de equilibrio, son como anteriormente se ha explicado directamente proporcionales a la rapidez de enfriamiento, ya que al momento de calentar un acero se está modificando su estructura original, quedando el acero formado por cristales de austenita, luego al enfriar rápidamente estos cristales, se formarán otras fases, ya que debido a la velocidad de en

friamiento se inhibirá la formación de las fases por las cuales se pasaron al calentar el acero, formando así nuevas fases o microestructuras.

Estas nuevas fases tienen gran influencia en el acero, ya que de ellas depende ahora la mayoría de las propiedades del acero como dureza, resistencia, tenacidad, etc.. Para la obtención de estas fases es necesario hacer el tratamiento térmico requerido tomando en cuenta - el tipo de acero (en contenido de carbono) que se tenga.

Las fases que se encuentran en un acero al modificar sus condiciones de equilibrio son: bainita, martensita y austenita retenida.

## CAPITULO II

## TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS

## II.1 GENERALIDADES.

Por tratamiento térmico se entiende el cambio de estructura y, por tanto, el cambio de las propiedades de la aleación, que se consigue mediante el calentamiento hasta una determinada temperatura, exponiendo la aleación a esta temperatura durante -- cierto tiempo y el enfriamiento ulterior a una velocidad determinada. De esta forma, se modifica la estructura microscópica de los aceros, se verifican transformaciones físicas y a veces hay también cambios en la composición del metal.

El tiempo y la temperatura son los factores principales y hay que fijarlos siempre de antemano, de acuerdo a la composición del acero, la forma y el tamaño de las piezas y las características que se desea obtener.

## II.1.1 TIPOS DE TRATAMIENTOS TERMICOS.

Existen varios tipos de tratamientos térmicos (recocido, normalizado, temple, revenido), que en forma distinta cambian la estructura y las propiedades del acero y se recomiendan en dependencia de las exigencias planteadas a los semi--productos (piezas fundidas, forjadas, laminadas, etc.) y a los artículos terminados.

El tratamiento térmico del acero es una operación muy importante del ciclo tecnológico de preparación de muchas piezas. Solamente con la ayuda de éste se pueden

obtener altas propiedades mecánicas del acero que garantizan un trabajo normal de los elementos modernos de las máquinas y herramientas.

Los principales tratamientos térmicos que se practican en los aceros se pueden catalogar en tres grupos:

- 1) Recocido.
- 2) Temple o Templado.
- 3) Revenido.

A continuación se analiza cada uno de ellos.

## II.2 RECOCIDO.

Con este nombre se conocen a los tratamientos cuyo objeto principal es ablandar el acero; o tras veces también se desea además regenerar su estructura o eliminar tensiones internas. Consisten en calentamientos a temperaturas adecuadas, seguidos generalmente de enfriamientos lentos.

### II.2.1 QUE ES EL RECOCIDÓ?.

Por recocido se entiende el calentamiento del acero por encima de las temperaturas de transformación de fase con duración determinada, seguido del enfriamiento lento de la pieza tratada. Como resultado del enfriamiento lento del acero se acerca al equilibrio estructural y de fase, obteniéndose las estructuras indicadas en el diagrama hierro-carbono (fig.1) a saber: ferrita+perlita en aceros hipoeutectoides, perlita en el acero eutectoide y perlita+cementita en los aceros hipereutectoides.

El objeto del recocido es destruir estados anormales de los metales y aleaciones. Y como las anomalías constitucionales y estructurales, en general, endurecen el material, al destruirlas con el recocido se consi

acero. La duración del calentamiento a temperatura de trabajo depende del tipo de horno, del procedimiento de colocación de las piezas en el horno, de la altura de la carga y del tipo de semiproducto (hoja, productos laminados comerciales, etc.).

La velocidad de enfriamiento durante el recocido se puede regular efectuando el enfriamiento del horno con su puerta abierta o cerrada, con el calentamiento parcial o totalmente desconectado. Este proceso es relativamente caro, pues se utiliza mucho tiempo el horno.

#### II.2.1.2 RECOCIDO ISOTERMICO.

En este caso el acero aleado es calentado de la misma manera que para el recocido normal y su enfriamiento es relativamente rápido -- (generalmente trasladándolo a otro horno) hasta una temperatura por debajo de  $A_1$  (generalmente de 50 a 100 grados por debajo). Se mantiene a esta temperatura hasta -- que se realice la descomposición total de la austenita, después de lo cual se efectúa su enfriamiento relativamente rápido al aire libre.

La ventaja del recocido isotérmico consiste en la disminución de la duración del proceso, sobre todo para los aceros aleados que son enfriados lentamente con el objeto de conseguir una dureza mínima. Otra ventaja del recocido isotérmico es que se obtiene una estructura más homogénea, puesto que durante la exposición isotérmica, la temperatura en toda la sección se equilibra y la transformación en todo el volumen del acero transcurre con igual grado de sobreenfriamiento.

Para el máximo aceleramiento del recocido, es conveniente elegir la temperatura de exposición isotérmica próxima a la temperatura mínima de estabilidad de la austenita.

El recocido isotérmico es sobre todo útil para los productos laminados, forjados, y otras piezas brutas de pequeñas dimensiones.

#### II.2.1.3 RECOCIDO INCOMPLETO.

Este recocido se diferencia del recocido total en que el acero se calienta a temperatura más baja (un poco más alta que  $A_1$ ).

Para los aceros hipoeutectoides el recocido incompleto se usa para eliminar las tensiones internas y mejorar la facilidad de conformado por corte. Sin embargo, en el recocido incompleto por efecto de la baja temperatura de recocido, se produce sólo recristalización parcial del acero a cuenta de la transformación perlita-austenita. La ferrita en exceso solo pasa parcialmente a formar parte de la austenita, y por lo tanto, no se somete totalmente a la recristalización. El recocido incompleto de los aceros hipoeutectoides se emplea en aquellos casos cuando el tratamiento mecánico en caliente no fué realizado correctamente y no condujo a la formación de grano basto.

Para los aceros hipereutectoides el recocido incompleto se emplea, como regla, en lugar del recocido total. En estos aceros el calentamiento por encima de  $A_1$  produce prácticamente una recristalización total. Junto con esto (que es de gran importancia para los aceros hipereutectoides) el recocido incompleto permite obtener una perlita de forma granular en lugar de laminar.

#### II.2.1.4 ESFEROIDIZACION.

Este proceso producirá una forma de carburo esferoidal o globular en una matriz ferrítica, las partículas de cementita en exceso que se disuelven parcialmente durante el calentamiento, sirven como centros de cristalización para la cementita que se nuclea durante el ulterior enfriamiento por debajo de  $A_1$  y que toma en este caso forma granular. Como resultado del calentamiento por encima de  $A_1$  y de la disolución de la mayor parte de la cementita.

Los aceros cercanos a la composición eutectoide, -- tienen un intervalo estrecho de temperaturas de calentamiento en el recocado para la cementita granular. Este es de  $750^{\circ}\text{a } 760^{\circ}\text{C}$  ( $1,382^{\circ}\text{a } 1,400^{\circ}\text{F}$ ), mientras que en los aceros al carbono hipereutectoides este intervalo se amplía entre  $770^{\circ}\text{a } 790^{\circ}\text{C}$  ( $1,418^{\circ}\text{a } 1,454^{\circ}\text{F}$ ) y para los aceros aleados, entre  $770^{\circ}\text{a } 800^{\circ}\text{C}$  ( $1,418^{\circ}\text{a } 1,472^{\circ}\text{F}$ ). La duración del calentamiento a las temperaturas indicadas es de una a dos horas. El enfriamiento durante la esferoidización debe ser lento, éste debe asegurar la descomposición de la austenita en una mezcla ferrito-carburica y la cuagulación de los carburos formados, que transcurre durante un enfriamiento entre  $620^{\circ}\text{a } 680^{\circ}\text{C}$  ( $1,148^{\circ}$  a ---  $1,256^{\circ}\text{F}$ ). Comúnmente se emplea el recocado isotérmico -- que exige menos tiempo. En este caso, el acero se enfría lentamente (30 a 50 grad/hrs) hasta  $620^{\circ}\text{a } 680^{\circ}\text{C}$  ( $1,148^{\circ}$  a  $1,256^{\circ}\text{F}$ ); la duración del calentamiento a la temperatura de la isoterma [ $620^{\circ}\text{a } 680^{\circ}\text{C}$  ( $1,148^{\circ}$  a  $1,256^{\circ}\text{F}$ )] necesaria para la descomposición de la austenita y la cuagulación de los carburos es de 30 a 60 minutos, sin embargo, en las condiciones de producción se toma mayor tiempo -- (1 a 3 horas) en dependencia de la masa del acero recoci

de la línea crítica inferior [ $537^{\circ}$  a  $648^{\circ}\text{C}$  ( $1,000^{\circ}$  a  $1,200^{\circ}\text{F}$ )].

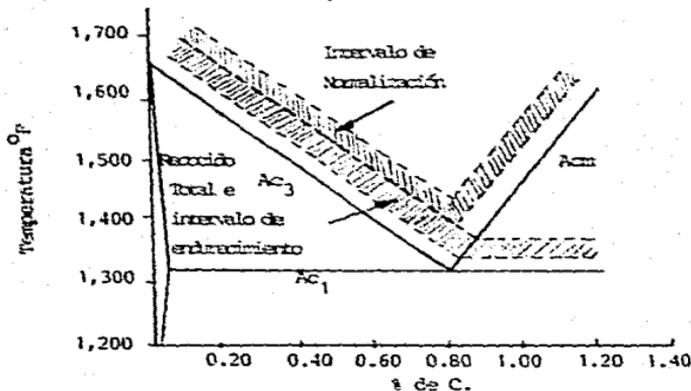
#### II.2.1.6 RECOCIDO DE PROCESO.

Este tratamiento térmico se utiliza en las industrias de la lámina y alambre se lleva a cabo al calentar el acero a una temperatura por debajo de la línea crítica inferior [ $537^{\circ}$  a  $676^{\circ}\text{C}$  ( $1,000^{\circ}$  a  $1,250^{\circ}\text{F}$ )]. Se aplica después del trabajo en frío y suaviza el acero mediante recristalización, para un trabajo posterior es muy parecido al recocido para eliminación de esfuerzos.

Para tener éxito en el recocido es necesario considerar los siguientes puntos:

- 1.- Mantener la pieza en el horno el tiempo indicado para cada tipo de recocido.
- 2.- Mantener la pieza en el horno a la temperatura indicada de acuerdo al tipo de recocido y el tipo de acero (fig. 10).
- 3.- Tener un enfriamiento en el medio adecuado, para obtener las características deseadas.

Fig. 10 Intervalo de recocido, normalización y endurecimiento para aceros al carbono.



### II.3 NORMALIZADO.

El normalizado es en realidad una variedad del recocido que se aplica exclusivamente a los aceros.

El objeto del normalizado es volver el acero al estado que se supone normal después de haber sufrido tratamientos defectuosos, o bien después de haber sido trabajado en caliente o en frío por forja, laminación, etc. Se consigue así afinar su estructura y eliminar tensiones internas. Otro objeto de la normalización, es producir un acero más duro y más fuerte que el obtenido por recocido total, de manera que para algunas aplicaciones la normalización puede ser un tratamiento térmico final.

Se practica calentando el material a una temperatura de 10 a 50 grados superior a la crítica ( $A_3$ ), para el acero hipoeutectoide, y por encima de ( $A_{cm}$ ), para el acero hipereutectoide, y una vez que haya pasado todo el metal al estado austenítico, se deja enfriar al aire tranquilo. Un acelerado enfriamiento al aire libre conduce a la descomposición de la austenita a temperaturas más bajas, lo que aumenta la dispersión de la mezcla ferrito-cementita. Además, se elimina en parte la separación de ferrita en los aceros hipoeutectoides y de cementita - excesiva en los aceros hipereutectoides, lo que aumenta la resistencia y dureza del acero normalizado en comparación con el acero recocido.

Para los aceros pobres en carbono el normalizado, - como operación más sencilla, se emplea en lugar del recocido aumentando un poco la dureza, el normalizado garantiza la obtención de una superficie más limpia durante el corte.

Para los aceros con 0.3% aproximadamente de carbono la normalización se emplea en lugar del temple y del re-

venido. Las propiedades mecánicas serán más bajas pero - la operación del normalizado es más sencilla y produce - menor deformación de la pieza en comparación con la obtenida durante el temple.

Para los aceros altos en carbono (hipereutectoides) el normalizado se emplea para eliminar la red cementítica que puede surgir durante un enfriamiento lento desde la temperatura superior a Acm.

La normalización con ulterior revenido a alta temperatura [600<sup>o</sup> a 650<sup>o</sup>C (1,112<sup>o</sup> a 1,202<sup>o</sup>F)] se emplea frecuentemente para corregir la estructura de los aceros aleados en lugar del recocido.

Algunos rangos de temperatura recomendados para el normalizado de varios aceros al carbono se dan en la siguiente tabla.

Tabla 2.

Tipo de Acero.	Temperatura de Normalizado °F.	Temperatura de Normalizado °C.
1015	1,650 a 1,700	899 a 926
1020	1,650 a 1,700	899 a 926
1035	1,600 a 1,650	871 a 899
1040	1,550 a 1,600	843 a 871
1045	1,550 a 1,600	843 a 871
1050	1,550 a 1,600	843 a 871
1060	1,500 a 1,550	815 a 843
1095	1,500 a 1,550	815 a 843

Basadas en experiencia en producción, las temperaturas de normalizado pueden variar tanto como  $28^{\circ}\text{C}$  ( $82^{\circ}\text{F}$ ) debajo y  $56^{\circ}\text{C}$  ( $113^{\circ}\text{F}$ ) arriba de las temperaturas indicadas. El acero debe ser enfriado en aire tranquilo desde las temperaturas indicadas.

#### II.4 TEMPLADO.

Se llama temple al tratamiento térmico que consiste en un calentamiento hasta una temperatura de 30 a 70 grados sobre  $A_3$  (para los aceros hipoeutectoides) o  $A_1$  (para los aceros hipereutectoides) con un mantenimiento a ésta para finalizar las transformaciones de fase, y un enfriamiento ulterior con una velocidad más alta que la crítica. Para los aceros al carbono, generalmente en agua, y para los aceros aleados, en aceite o en otros medios.

El temple no se emplea como 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 un revenido.

El acero para herramientas se somete a temple y revenido para aumentar su dureza, y resistencia al desgaste y resistencia mecánica; y en los aceros para construcción para aumentar la dureza y resistencia obteniendo también una alta plasticidad.

##### II.4.1 TEMPERATURA DE AUSTENITIZACION.

Teóricamente en el temple, lo mismo que en el recocido total de los aceros hipoeutectoides, toda la masa del acero debe encontrarse en estado austenítico en el momento de comenzar el enfriamiento. Si entonces se enfría el acero con

rapidez, todo el material queda con gran dureza y la transformación de la austenita ocurre generalmente a una temperatura mucho más baja que en el recocido.

Cuando se temple un acero hipoeutectoide, o sea de menos de 0.8% de carbono, se inicia el enfriamiento, toda la masa debe encontrarse formando cristales de austenita si no se cumple esta condición, el temple no será perfecto y no se alcanzará toda la dureza que con ese acero se puede obtener. Si en estos aceros hipoeutectoides no se alcanza una temperatura superior a  $A_{c3}$ , quedará algo de ferrita sin disolver en la austenita, y después del enfriamiento aparecerá esta ferrita en el acero templado. La estructura martensítica perfecta y la máxima dureza compatible con la composición de un acero hipoeutectoide, sólo se puede conseguir cuando al iniciarse el enfriamiento su estructura es totalmente austenítica, por ser el único constituyente capaz de transformarse en martensita.

En la mayoría de los aceros hipereutectoides el temple se suele realizar, con calentamiento de austenitización incompleta.

Se ha visto en la práctica industrial que de esta forma se obtienen, en general, los mejores resultados. En estos casos, cuando con el calentamiento que se da para el temple el acero ha alcanzado la máxima temperatura, en la masa hay austenita y una gran cantidad de cementita y carburos aleados y complejos sin disolver cuya proporción varía según los casos con la temperatura alcanzada y la clase del acero. Después del enfriamiento en estos aceros se obtiene martensita que proviene de la austenita transformada y carburos. A veces puede quedar también algo de austenita sin transformar.

Las temperaturas recomendadas para el temple de los aceros al carbono, son las que se señalan a continuación

en la siguiente tabla.

Tabla 3. Temperaturas recomendadas para el temple de aceros al carbono de 0.10 a 1.40% de C.

Composición % de Carbono.		Temperatura.
0.10	925°C (1,697°F)	Austenitización completa.
0.20	900°C (1,652°F)	
0.30	870°C (1,598°F)	
0.40	840°C (1,544°F)	
0.50	830°C (1,526°F)	
0.60	810°C (1,490°F)	
0.70	780°C (1,436°F)	
0.80	770°C (1,418°F)	
0.90	770°C (1,418°F)	Austenitización incompleta.
1.00	760°C (1,400°F)	
1.20	760°C (1,400°F)	
1.40	760°C (1,400°F)	

#### II.4.2 DISTINTOS TIPOS DE TEMPLE.

Hoy en día se emplean distintos tipos de temple, los cuales se diferencian por la técnica de operación al realizar el temple y por el tipo de resultados que se desea obtener:

Temple normales . . . .	De austenitización completa.
	De austenitización incompleta.
Temple interrumpidos . . .	En agua y aceite.
	En agua y aire.
Temple isotérmicos . . .	Austempering.
	Martempering.
Temple superficiales . . .	Oxiacetilénico.
	Por inducción.

el enfriamiento más suave en aceite que las diferencias de temperatura en la masa de las piezas sean demasiado grandes durante la transformación de la austenita en martensita, lo que evita que se desarrollen tensiones generalmente productoras de deformaciones y grietas.

Como orientación, para piezas de 20 mm. de espesor se mantienen diez segundos en agua y después se pasan al aceite. El constituyente final es martensita o martensita y cementita, según se haya realizado el temple de austenitización completa o austenitización incompleta.

#### II.4.2.4 TEMPLE INTERRUPTIDO EN AGUA Y AIRE.

Es otra variante del temple normal parecido al anterior. Consiste en interrumpir el enfriamiento de una pieza en agua, sacandola al aire cuando la temperatura de la pieza haya bajado hasta unos  $250^{\circ}\text{C}$ . Esto tiene la ventaja de que se igualan las temperaturas de diferentes zonas y se evitan deformaciones y agrietamientos

También se practica enfriando en aceite y después al aire. Este tratamiento se emplea desde hace muchos años para el temple de las limas. Se calientan a unos  $800^{\circ}\text{C}$  ( $1,472^{\circ}\text{F}$ ), se enfrían en agua unos segundos y todavía calientes se sacan al aire y se enderezan rápidamente y terminan el enfriamiento al aire.

#### II.4.2.5 AUSTEMPERING.

Es un tratamiento isotérmico y en él se transforma la austenita a temperatura constante. Se denomina también temple diferido o temple bainítico.

Consiste este tratamiento en calentar el acero a -- una temperatura superior a la crítica  $A_3$  o  $A_1$  (para aceros hipereutectoides), y después enfriarlo bruscamente -

hasta una temperatura superior a Ms (inicio de la martensita), que oscila de  $250^{\circ}$  a  $550^{\circ}\text{C}$  ( $482^{\circ}$  a  $1,022^{\circ}\text{F}$ ). La transformación se verifica isotérmicamente, transformándose la austenita en bainita. Para que la estructura sea totalmente bainítica, el enfriamiento hasta la temperatura de temple debe ser rápido, pues de otro modo se corre el peligro de que parte de la austenita se transforme en perlita.

El constituyente final del acero templado es la bainita. No hace falta revenirlo. La principal ventaja del austempering es la ausencia de tensiones internas y grietas microscópicas que se producen en los temple ordinarios martensíticos. Además, la tenacidad es mucho más elevada en las piezas tratadas con austempering que en las templadas y revenidas normalmente, a pesar de tener ambas piezas la misma dureza.

Este tratamiento se usa mucho para la fabricación de pequeñas piezas o herramientas de acero al carbono de 0.50 a 1.20% de C. o de baja aleación.

#### II.4.2.6 MARTEMPERING.

Es otro tratamiento isotérmico. Se efectúa calentando el acero por encima de la temperatura crítica  $A_3$  o  $A_1$  (para hipereutectoides), y después se enfría a una velocidad superior a la crítica hasta una temperatura ligeramente superior a Ms, o sea, de  $200^{\circ}$  a  $300^{\circ}\text{C}$  ( $392^{\circ}$  a  $572^{\circ}\text{F}$ ). Se mantiene la pieza en el baño hasta que se iguala la temperatura en toda la masa, pero sin prolongar demasiado esta permanencia, para evitar que se inicie la transformación isotérmica. Después se saca la pieza y se enfría al aire, dándole en general después un revenido. El constituyente final es martensita revenida.

La principal ventaja, y casi puede decirse el único objeto del martempering, es evitar las deformaciones y tensiones, puesto que se da tiempo al acero a igualar su temperatura en toda su masa. Su aplicación queda limitada a piezas que no sean muy grandes, pues si en estas se espera a que la temperatura sea uniforme, se inicia en muchos casos la transformación de la austenita en otro constituyente.

El martempering, se emplea en la fabricación de engranes, troqueles, pistas de cojinetes de bola, etc. En todos los casos las deformaciones producidas se reducen a una fracción muy pequeña de las que se producen con el temple normal.

En realidad este tratamiento es una variante moderna del temple interrumpido en agua y aire.

#### II.4.2.7 TEMPLE OXIACETILENICO.

Consiste en templar solamente la zona superficial del acero calentándolo con una llama oxiacetilénica y enfriando después a una velocidad superior a la crítica, generalmente con un chorro de agua, aunque algunas veces se realiza con corriente de aire o introduciendo las piezas en un depósito de agua o aceite.

Se aplica preferentemente a los aceros de 0.30% a 60% C, pues en aceros de mayor porcentaje de carbono se corre el peligro de que se desconche la capa superficial. La profundidad de la zona templada suele ser de 1 a 6 mm. La velocidad de avance del soplete es alrededor de 100mm por minuto. En todo caso, esta velocidad depende del tiempo necesario para el calentamiento, de acuerdo con la profundidad del temple deseado.

#### II.4.2.8 TEMPLE POR INDUCCION.

Su fundamento es el mismo que el del temple oxiacetilénico, pero en lugar de calentar superficialmente las piezas con una llama, se calientan por corriente de alta frecuencia. El calentamiento tiene lugar, en gran parte, por medio de las corrientes de Foucault generadas en la pieza. La temperatura alcanzada llega a sobrepasar los  $1,000^{\circ}\text{C}$  ( $1,832^{\circ}\text{F}$ ) en pocos segundos.

Las instalaciones más empleadas de temple por inducción constan de un motor-generator que produce corriente alterna de una frecuencia variable entre 60 y 25,000 ciclos por segundo, o un generador electrónico de frecuencias de 100,000 a 5,000,000 ciclos. las corrientes de alta frecuencia son llevadas a una bobina de 2 o 3 espiras de forma adecuada a las piezas que se han de templar. Se hace pasar la pieza a través de las espiras o se colocan éstas encima de la pieza según el método de trabajo, e instantáneamente se calienta la periferia de las piezas a la temperatura de temple superior a  $A_3$  o  $A_1$ .

Un anillo provisto de orificios en su corona interior por los que salen gran número de pequeños chorros de agua, produce el enfriamiento brusco de la pieza inmediatamente después de haberse calentado.

La profundidad de la zona templada puede graduarse variando la frecuencia, la potencia y el tiempo de calentamiento.

#### II.4.3 MEDIOS DE TEMPLE.

Existen diversos medios en los cuales es posible templar un acero, estos medios pueden hacer un temple más o menos brusco dependiendo de la agresividad del medio de temple. Se utilizan diversos me

dios de temple para obtener propiedades deseadas en los aceros, como alta dureza, mayor plasticidad, menos fragilidad, etc. El agua y las soluciones acuosas de sales inorgánicas tienen alta rapidez de enfriamiento, persistiendo ésta a bajas temperaturas, donde la distorsión y el agrietamiento tienden a ocurrir. Los aceites de temple convencionales tienen una mayor capa de vapor y una rapidez de enfriamiento menor.

Los siguientes medios de temple industriales se enumeran en orden de disminución de la severidad del temple.

- 1.- Solución acuosa del 10% de cloruro de sodio (salmuera);
- 2.- Agua del grifo;
- 3.- Sales fundidas o líquidas;
- 4.- Aceite soluble y soluciones acuosas;
- 5.- Aceite, y
- 6.- Aire.

De estos, los medios de enfriamiento más empleados en el temple de los aceros son los siguientes:

#### II.4.3.1. AGUA.

Debe evitarse que el agua se caliente durante el temple. Conviene que la temperatura del agua oscile entre  $15^{\circ}\text{C}$  ( $59^{\circ}\text{F}$ ) y  $20^{\circ}\text{C}$  ( $68^{\circ}\text{F}$ ), pues si la temperatura es superior a  $30^{\circ}\text{C}$  ( $86^{\circ}\text{F}$ ), se prolonga exageradamente la primera etapa del enfriamiento, lo que es un gran inconveniente, porque con ello disminuye la velocidad de enfriamiento en la zona de  $750^{\circ}\text{C}$  ( $1,382^{\circ}\text{F}$ ) a  $500^{\circ}\text{C}$  ( $932^{\circ}\text{F}$ ) y se favorece, sobre todo en los aceros de poco poder templante, la formación de estructuras blandas.

la velocidad de enfriamiento y prolongándose la fase de enfriamiento con vapor, que suele dar lugar a la aparición de puntos blandos.

c) Las temperaturas de inflamación y combustión deben ser lo más elevadas posible, para evitar excesivo humo en el taller y también el peligro de que se inflame el baño.

En los aceites corrientes la temperatura de inflamación suele oscilar entre  $180^{\circ}\text{C}$  ( $356^{\circ}\text{F}$ ) y  $275^{\circ}\text{C}$  ( $527^{\circ}\text{F}$ ) y la de combustión entre  $200^{\circ}\text{C}$  ( $392^{\circ}\text{F}$ ) y  $325^{\circ}\text{C}$  ( $617^{\circ}\text{F}$ ), -- considerándose las de  $215^{\circ}\text{C}$  ( $419^{\circ}\text{F}$ ) y  $275^{\circ}\text{C}$  ( $527^{\circ}\text{F}$ ) como satisfactorias.

d) Deben tener gran resistencia a la oxidación. En los últimos años las refinerías de petróleo han logrado producir aceites que, con relativa baja viscosidad, tienen gran resistencia a la oxidación. Por selección del aceite crudo se pueden fabricar aceites con una cantidad muy pequeña de hidrocarburos poco estables, que resisten en caliente mucho mejor que los demás la oxidación por el oxígeno del aire. Los ensayos de pérdida por evaporación y de aumento de la viscosidad son los que mejor califican la calidad de los aceites de temple.

#### II.4.3.3 SALES FUNDIDAS.

Para el tratamiento térmico de los aceros, son cada día más empleados los baños de sales fundidas. Están constituidos principalmente por cantidades variables de cloruros, carbonatos, nitritos, nitratos y cianuros de sodio, potasio y bario, y se utilizan para temperaturas variables desde  $150^{\circ}\text{C}$  ( $302^{\circ}\text{F}$ ) a  $1,300^{\circ}\text{C}$  ( $2,372^{\circ}\text{F}$ ). Unas veces, se usan como medio de enfriamiento y sustituyen con ventaja al aceite y otras veces, en cambio, se utilizan para calentar las piezas y también para cementarlas o nitrurarlas.

Las sales fundidas de acuerdo con su utilización se

puede clasificar en seis grupos:

1.- Sales que se emplean en un intervalo de temperaturas comprendidas entre  $150^{\circ}\text{C}$  ( $302^{\circ}\text{F}$ ) y  $400^{\circ}\text{C}$  ( $752^{\circ}\text{F}$ ). Se suelen emplear con dos fines principales: a) Para enfriar las piezas que han sido calentadas (en horno de mufla) a la temperatura de temple y que al ser enfriadas - en las sales sufrirán un temple, martempering, austempering, etc., y b) para calentar durante el revenido piezas o herramientas templadas.

2.- Para calentar durante el revenido de herramientas y piezas a temperaturas comprendidas entre  $400^{\circ}\text{C}$  -- ( $752^{\circ}\text{F}$ ) y  $600^{\circ}\text{C}$  ( $1,112^{\circ}\text{F}$ ) o para el enfriamiento, en tratamientos isotérmicos, se suelen emplear sales constituídas generalmente a base de cloruro sódico, cloruro cálcico, cloruro bórico, carbonato sódico etc.

3.- Sales que se emplean en el calentamiento para el temple de herramientas en el intervalo  $700^{\circ}\text{C}$  ( $1,292^{\circ}\text{F}$ ) a  $950^{\circ}\text{C}$  ( $1,742^{\circ}\text{F}$ ). Para este tratamiento se utilizan sales constituidas principalmente a base de cloruro bórico, cloruro potásico, cloruro sódico y cloruro cálcico. cuyo fin principal es evitar la descarburación de las herramientas durante el tiempo que dura el calentamiento. Como durante el proceso de trabajo se suele modificar la composición del baño, de vez en cuando se añaden pequeñas cantidades de una sal rectificadora, utilizándose para ese fin el bórax, cianuro sódico o carburo de silicio.

Estas sales son parecidas a las del grupo 2, pero el contenido de cloruro bórico (50 a 80%) es más elevado. A veces también se suelen preparar estas sales con pequeños contenidos de fluoruro sódico y carburo de silicio, inferiores siempre a 5 %.

4.- Sales que se emplean para cementar. Constituidas principalmente a base de cianuros.

5.- Sales para nitrurar herramientas. Constituidas principalmente por cianuro sódico y potásico.

6.- Sales para el calentamiento en el temple de acero rápido y de y alta aleación. Estas sales se utilizan a temperaturas muy elevadas de  $1,000^{\circ}\text{C}$  ( $1,832^{\circ}\text{F}$ ) a  $1,300^{\circ}\text{C}$  ( $2,372^{\circ}\text{F}$ ), suelen estar constituidas principalmente -- por cloruro bórico (95% aproximadamente) y pequeños porcentajes de cloruro sódico.

#### II.4.4 COMPARACION DE LOS MEDIOS DE TEMPLE.

El agua como medio para templar posee una gran velocidad de enfriamiento, pero tiene una serie de defectos. En primer lugar, el agua tiene una etapa destacada de ebullición - en capas, que se extiende a un amplio intervalo de temperaturas. En segundo lugar, el poder refrigerante del agua se reduce bruscamente al aumentar su temperatura; - además, el agua crea una alta 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 estructurales 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 prácticamente se excluye 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 transformación martensítica, estas soluciones poseen menor poder refrigerante que el agua. La capacidad de temple de las soluciones acuosas de sales y álcalis,

como regla general, es menos sensible al cambio de la temperatura.

El aceite mineral enfría en la zona de transformación perlítica intermedia en forma más lenta que el agua y las soluciones acuosas. Sin embargo, el aceite como medio para temple posee una serie de cualidades entre las que destacan: posee una pequeña velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperaturas de la transformación martensítica a causa de su elevada temperatura de ebullición  $250^{\circ}\text{a } 300^{\circ}\text{C}$  ( $482^{\circ}\text{a } 572^{\circ}\text{F}$ ), lo que disminuye la posibilidad de formación de defectos durante el temple; la capacidad de temple del aceite varía insignificadamente con el aumento de su temperatura de  $20^{\circ}$  a  $150^{\circ}\text{C}$  ( $68^{\circ}$  a  $302^{\circ}\text{F}$ ); el aceite en comparación con el agua enfría en forma más uniforme en todo el intervalo de temperaturas, lo que disminuye las tensiones del 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 templean durante el enfriamiento en aire tranquilo o húmedo que se insufla a presión. En este caso se consigue el mínimo de deformación.

La tabla 4 presenta el intervalo aproximado de temperaturas de ebullición por burbujeo y la velocidad relativa de enfriamiento en la mitad de este intervalo para diferentes medios refrigerantes.

#### II.4.5.1 ELECCION DE LA TEMPERATURA DE TEMPLE.

Los aceros hipoeutectoides deben calentarse hasta una temperatura de 30 a 50 grados por encima de  $A_3$ . En este caso el acero con una estructura original de perlita+ferrita, durante el calentamiento obtiene una estructura austenítica, que por medio de un enfriamiento posterior con una velocidad superior a la crítica se transforma en martensita.

El calentamiento del acero a una temperatura bastante superior a  $A_3$  produce un crecimiento del grano de austenita, lo que conduce a la formación, después del enfriamiento, de martensita de estructura acicular. Además el recalentamiento aumenta la deformación de las piezas a templar provocando la formación de grietas y la descarburización.

Los aceros hipereutectoides son calentados hasta  $A_1 + [50^\circ \text{ a } 70^\circ \text{C} (122^\circ \text{ a } 158^\circ \text{F})]$ . Durante este calentamiento se forma austenita, pero se conserva cierta cantidad de cementita. Por eso, después del temple en la estructura martensítica fundamentalmente están presentes partículas de cementita no disueltas durante el calentamiento. Esta estructura garantiza mayor dureza y resistencia al desgaste en comparación con la obtenida durante el temple con un calentamiento por sobre  $A_{cm}$ , 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 retenida. La cementita posee una dureza más alta que la martensita, por lo tanto, la presencia de austenita retenida disminuye la dureza. Además, el calentamiento por sobre  $A_{cm}$  empeora la re

sistencia a causa del agrandamiento del grano que aumenta la deformación de la pieza durante el temple.

#### II.4.5.2 TIEMPO DE CALENTAMIENTO.

El calentamiento para el temple se realiza generalmente en hornos eléctricos o que funcionan a base de combustible gaseoso o líquido. Se emplean ampliamente los hornos de baño, en los cuales la pieza se calienta en sales fundidas.

La elección de la velocidad de calentamiento depende del tipo de dispositivo de calentamiento, de la composición, 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, así como para grandes piezas de configuración compleja.

Al alcanzar la temperatura prefijada de calentamiento, la pieza se expone a esta temperatura durante un cierto tiempo para lograr, entre otras cosas, un calentamiento total en toda la sección, la terminación de la transformación de fase y el equilibrio de la composición de la austenita en todo el volumen. Cuanto más alta sea la temperatura de calentamiento, el tiempo de exposición debe ser menor.

#### II.4.5.3 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DURANTE EL TEMPLE.

Los medios refrigerantes (medios para templar), deben proporcionar una alta velocidad de enfriamiento a temperaturas de estabilidad de la austenita  $650^{\circ}\text{C}$  a  $550^{\circ}\text{C}$  ( $1,202^{\circ}\text{F}$  a  $1,022^{\circ}\text{F}$ ), para prevenir su descomposición en una mezcla de ferrita y cementita.

En calidad de medios para templar los aceros al carbono y de baja aleación, que tienen alta velocidad crítica de enfriamiento, se emplea el agua a una temperatura de  $20^{\circ}$  a  $30^{\circ}\text{C}$  ( $68^{\circ}$  a  $86^{\circ}\text{F}$ ). Para el agua, aceite y otros líquidos hirvientes, al sumergir en ellos el metal candente, se pueden distinguir tres etapas, que se caracterizan por la distinta intensidad de enfriamiento:

- 1.- Al principio alrededor de la pieza que se enfría se forma una capa de vapor. En esta primera etapa, llamada ebullición en capas, la velocidad de enfriamiento es relativamente pequeña.
- 2.- En el siguiente momento la capa de vapor se destruye y el líquido en la superficie de la pieza comienza a hervir, es decir, se crea un contacto directo del líquido con la pieza formando burbujas de vapor (etapa de ebullición por burbujeo). El enfriamiento en esta etapa transcurre a una gran velocidad.
- 3.- Durante el enfriamiento ulterior por debajo de la temperatura de ebullición éste transcurre a una velocidad pequeña y fundamentalmente a cuenta de la convección.

## II.5 REVENIDO.

El revenido es la operación final del tratamiento térmico, se llama revenido al calentamiento del acero templado hasta una temperatura no superior a  $A_1$ , su exposición a una temperatura dada y el enfriamiento posterior a una velocidad dada. Los factores fundamentales del revenido de los aceros son: la temperatura de calentamiento y el tiempo de permanencia a esta tempera-

tura. El objetivo del revenido consiste en eliminar parcial o completamente las tensiones internas que surgen durante el temple, reducir la dureza y elevar la resistencia obteniendo una mejor tenacidad.

#### II.5.1 TIPOS DE REVENIDO.

La temperatura de revenido ejerce una influencia considerable en las propiedades obtenidas, por esta razón, se distinguen tres tipos de revenido:

##### II.5.1.1 REVENIDO A BAJA TEMPERATURA.

Se realiza por un calentamiento entre  $150^{\circ}$  a  $250^{\circ}\text{C}$  ( $302^{\circ}$  a  $482^{\circ}\text{F}$ ). Este revenido disminuye las tensiones internas, traslada la martensita de temple a martensita de revenido, eleva la resistencia y mejora la un poco la plasticidad sin que baje senciblemente la dureza. El acero templado de contenido de carbono medio y alto, después del revenido a bajas temperaturas conserva la dureza en los límites de 58 a 64 Rockwell C, y por lo tanto, tendrá una alta resistencia al desgaste. Sin embargo, la pieza no soporta cargas dinámicas, por lo que, al revenido a baja temperatura se someten la herramientas de corte y de medición fabricadas de aceros al carbono y de baja aleación, así como las piezas que soportan temple superficial, cementación, etc.. La duración del revenido es generalmente de una a dos horas y media.

##### II.5.1.2 REVENIDO A TEMPERATURA MEDIA.

Se realiza a una temperatura de  $350^{\circ}$  a  $500^{\circ}\text{C}$  ( $662^{\circ}$  a  $932^{\circ}\text{F}$ ) y se emplea en resortes y ballestas. Este revenido asegura el

más alto límite de elasticidad y aumenta un poco la plasticidad, la estructura del acero después del revenido a temperatura media está compuesta de austenita residual, martensita revenida y su dureza es de 40 a 50 Rockwell C. La temperatura de revenido debe ser elegida de tal manera, que no puede producir fragilidad irreversible de revenido.

#### II.5.1.3 REVENIDO A ALTA TEMPERATURA.

Se realiza a una temperatura de  $500^{\circ}$  a  $680^{\circ}\text{C}$  ( $932^{\circ}$  a  $1,256^{\circ}\text{F}$ ). La estructura después del revenido a alta temperatura inicialmente conocida como sorbita se llama también martensita revenida. El revenido a alta temperatura elimina casi -- por completo las tensiones internas y aumenta considerablemente la resiliencia.

La resistencia y dureza en este caso, disminuyen, pero se conservan bastante más elevadas que el recocido (20 a 40 Rockwell C), por eso, el revenido a alta temperatura crea una relación óptima entre la resistencia y la plasticidad del acero.

#### II.5.2 FACTORES QUE INFLUYEN EN EL REVENIDO.

Los principales factores que influyen en el revenido son:

- 1.- El estado inicial de la pieza.
- 2.- La temperatura del revenido.
- 3.- La duración del revenido.
- 4.- El tamaño de la pieza y la velocidad de enfriamiento después del revenido.

### II.5.2.1 ESTADO INICIAL DE LA PIEZA.

El estado inicial de la pieza tiene una función importante dentro del revenido, ya que dependiendo del tipo de tratamiento que anteriormente se le haya practicado a la pieza serán los resultados obtenidos al terminar el revenido, es decir, si a la pieza a revenir se le efectuó un mal temple, es obvio suponer que los resultados después del revenido no serán totalmente satisfactorios.

### II.5.2.2 TEMPERATURA DEL REVENIDO.

La temperatura a la cual se efectúa el revenido es también de suma importancia, ya que hay temperaturas en las cuales el revenido sufre un fenómeno de fragilidad debido a que hay una ligera disminución de tenacidad. Por lo que es conveniente tomar la temperatura de revenido dentro de ciertos límites de acuerdo al tipo de revenido que se haga.

### II.5.2.3 DURACION DEL REVENIDO Y TAMAÑO DE LA PIEZA.

La permanencia del acero a la temperatura del revenido, tiene bastante influencia sobre la dureza que se obtiene después de este tratamiento. Como siempre hay que tener muy en cuenta la gran influencia que tiene el tamaño de la pieza en la prolongación del calor, ya que si se tienen piezas grandes la duración del revenido debe prolongarse en forma proporcional a su tamaño; en general se suele recomendar que las piezas de mayor dimensión permanezcan de media hora a tres horas más dependiendo del tamaño de la pieza a la temperatura del revenido.

En los aceros aleados se pretende obtener también estas propiedades, aunque existen circunstancias en las cuales componentes como el cromo, wolframio, molibdeno, etc. tienden a hacer que en el revenido se aumente la dureza conseguida después del temple.

consecuencia de esta facilidad se obtienen mejoras en otras características que recomiendan el empleo de aceros de gran templabilidad, sobre todo para la fabricación de piezas de gran tamaño.

### III.1.2 VARIACION DE LA DUREZA EN FUNCION DEL DIAMETRO EN BARRAS DE ACERO.

La dureza que se obtiene en el temple de los aceros y la templabilidad o penetración de temple, son dos características que se confunden con mucha frecuencia y que, sin embargo, conviene diferenciar con claridad. La dureza, es la resistencia que opone el material a la penetración, y la templabilidad viene determinada por la profundidad y distribución de la dureza en el interior de las piezas.

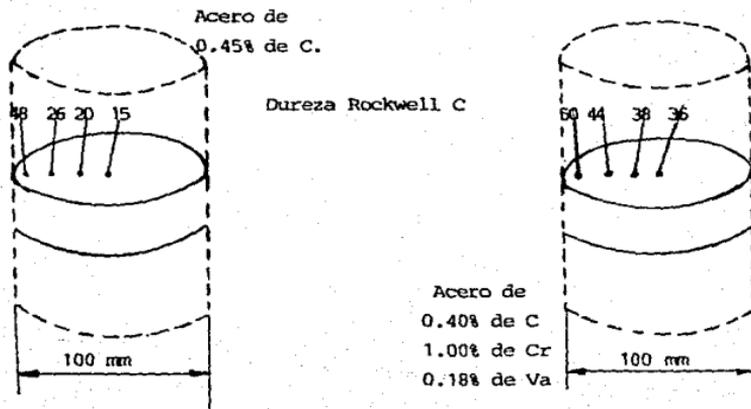
La templabilidad influye notablemente en los resultados de la dureza cuando se ensayan piezas de bastante espesor y, en cambio, influye muy poco cuando se templen perfiles delgados, es decir, que con aceros de diferente aleación y del mismo contenido de carbono se obtienen características casi idénticas cuando se trata de pequeños diámetros y muy diferentes cuando se trata de piezas de gran espesor.

Esto ocurre porque las características mecánicas de los aceros dependen principalmente de la microestructura del material. Como en los perfiles muy delgados, cualquiera que sea la templabilidad del acero, el temple penetra hasta el corazón, la microestructura y por tanto, las características son casi idénticas en todos los aceros del mismo contenido de carbono.

Para aclarar lo anterior se estudiará lo que sucede al ensayar dos aceros, uno ordinario sin aleación con

Si templamos redondos de 100 mm. de diámetro de los mismos aceros, obtendremos resultados muy diferentes fig. 12. Ahora, la dureza disminuye muy rápidamente del exterior al interior en el acero al carbono y en cambio, se conserva más uniforme en el acero cromo-vanadio. Los resultados obtenidos son los siguientes: acero al carbono, 48-26-20 y 15 Rockwell C; acero cromo-vanadio, 50-44-38 y 36 Rockwell C.

Fig. 12 Durezas que se obtienen en el interior de redondos de acero al carbono y cromo-vanadio de 100 - mm. de diámetro templado en agua.



Estas diferencias de penetración de la dureza se -- presentan por ser diferente la templabilidad en estos a--ceros, tanto por el diámetro como por la composición.

### III.2 FACTORES QUE INFLUYEN SOBRE LA TEMPLABILIDAD.

Influyen sobre la templabilidad principalmente el tamaño de grano y los elementos aleados en realidad la - influencia de estos elementos disminuyen la velocidad -- crítica del temple, pues aún admitiendo que el gradiente de temperaturas desde la periferia al interior de la pieza sea el mismo en un acero al carbono que en un acero aleado en idénticas condiciones de temperatura y medio de enfriamiento, la zona que rebase la velocidad crítica se rá naturalmente mayor en el acero aleado, puesto que esta velocidad crítica es inferior a la del acero al carbono.

#### III.2.1 HOMOGENEIDAD DE LA FASE AUSTENITA.

La compo- sición de esta fase es el factor principal de influencia en el momento en que comienza el enfriamiento. Una compo sición heterogénea de la austenita significa estabilidad diferente en la austenita y más probabilidad de descompo sición en las zonas austeníticas menos estables.

Para un acero normal, al carbono, la homogeneiza- ción total de la fase austenítica requiere mucho tiempo. El gradiente de carbono, con el cual la fuerza activante de la difusión de la aleación Fe-C es proporcional, disminuye paulatinamente y se reduce finalmente a cero.

En los aceros aleados la homogeneización de la aus- tenita requiere en general un tiempo de recocido mucho - más largo, porque la homogeneización no se aplica al átomo de carbono, que difunde rápidamente, sino desde luego

también a los átomos más grandes de los elementos de la aleación presentes, que difunden mucho más lentamente.

Para obtener una austenita bastante homogénea, es entonces necesario calentar durante un tiempo suficientemente largo y a la temperatura máxima.

Ahora bien, esas condiciones son tan estrictas, que en la práctica la austenitización total se obtiene muy raramente o tal vez nunca. Se logra solamente una aproximación de la homogeneización, y eso explica porque el tratamiento térmico de una variedad de acero con determinada composición puede llevar a valores muy diferentes para las propiedades mecánicas.

### III.2.2 TAMAÑO DE GRANO.

El tamaño de grano austenítico en el momento del templado es un factor importante, ya que la disociación final de austenita en perlita se nuclea por medio de los núcleos de cementita que se forman o que ya existen, de preferencia en los límites de grano ya que la energía de superficie a proporcionar es más baja ahí.

Tanto los carburos no disueltos como las inclusiones no solubles, son obstáculos al crecimiento de grano, que ocurre siempre cuando se queda una probeta mucho tiempo a temperaturas elevadas, como es necesario para la austenitización de aceros aleados. Durante la austenitización la observación general es que la austenita no empieza a crecer antes de que los últimos carburos sean disueltos. Para iguales composiciones de acero y de la austenita en el momento del templado, el acero con el grano austenítico superior tendrá la mayor templabilidad. La diferencia en templabilidad debido al grano austenítico puede ser muy importante.

### III.2.3 DISOLUCION DE CARBUROS.

En relación con el tiempo y la temperatura necesarios para la austenitización, hay que insistir en la influencia del tamaño de las partículas individuales del carburo y de su forma -- más o menos regular, ya que carburos grandes (con distancias relativamente grandes entre ellos) significan distancias de difusión superiores y desde luego más tiempo y difusión. Hay que insistir en el hecho de que la disolución de los últimos carburos en aceros aleados ocurre muy lentamente, ya que el corazón de los carburos completos siempre es más rico en elementos de aleación formados de carburo. De manera análoga, la templabilidad disminuye por inclusiones no metálicas y constituyentes no disueltos como carburos o nitruros; esas últimas partículas tienen un efecto doble y hasta triple:

- 1.- Forman siempre una superficie y facilitan entonces la nucleación de la cementita.
  - 2.- Puede servir eventualmente de núcleos, lo que - sobre todo es el caso para los carburos.
  - 3.- Reduce el crecimiento del grano austenítico. -
- Los tres efectos provocan una pérdida de templabilidad.

### III.2.4 ELEMENTOS DE ALEACION.

Para comparar entre sí la influencia específica de los elementos de aleación, hay que considerar su concentración disuelta en la austenita, para un tamaño de grano austenítico igual y con inclusiones en la misma cantidad, clase, forma, tamaño y distribución.

mordial durante la austenitización que antecede al templado, o sea en endurecimiento del acero.

### III.2.5 PORCENTAJE DE CARBONO.

Aceros de buena templabilidad no tienen necesariamente la dureza martensítica máxima en estado templado. Al contrario la dureza martensítica de aceros templables siempre es inferior a la dureza de un acero eutectoide templado correctamente, ya que:

1) Aceros aleados con contenidos inferiores a 0.55% de carbono siempre contienen austenita residual en la zona templada o martensítica.

2) El contenido en carbono es generalmente más bajo. De todos los elementos, el carbono es el principal para elevar la dureza martensítica; así, templando una aleación del 10% Cr y 0.02% C se obtiene una martensita casi libre de carbono con una dureza de 35 Rockwell C, contra 50 Rockwell C para un acero al carbono de 0.35% C.

El carbono es el elemento por excelencia para obtener una dureza muy alta, mientras que los elementos de aleación, en el primer lugar el Cr, son elementos de templabilidad. Con unos elementos de aleación o sus combinaciones como Ni-Cr ó Ni-Cr-Mo es posible obtener un endurecimiento martensítico por enfriamiento al aire.

### III.3 ENSAYO JOMINY.

La prueba consiste en templar en agua el extremo de una probeta cilíndrica de 2.54 cm (1 pulg.) de diámetro y en medir la distancia y el número de dureza que se ha adquirido en el acero a partir del extremo templado.

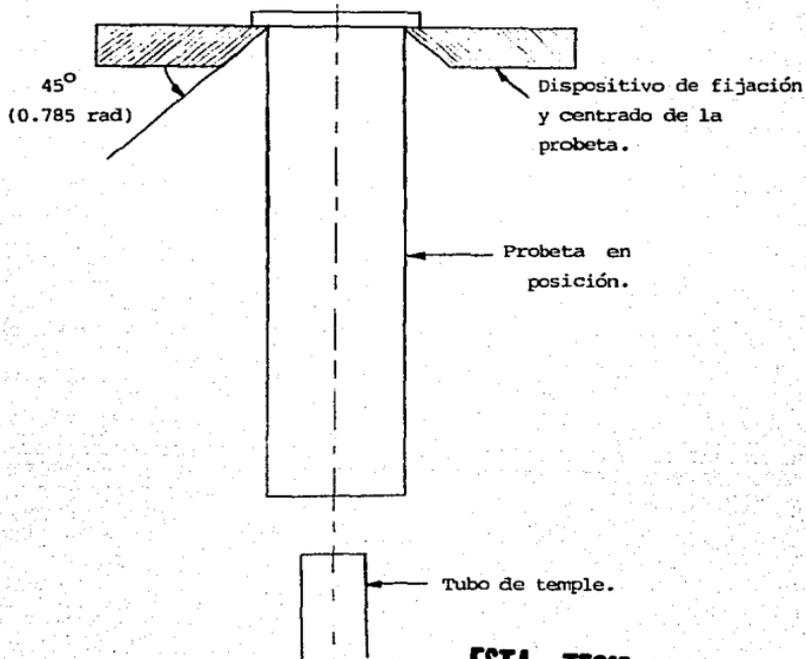
La templabilidad, como se ha mencionado, es una medida del endurecimiento del acero en función de la pro--



## III.3.3 EQUIPO PARA TEMPLADO.

Dentro del desarrollo de esta prueba se necesita un dispositivo para suspender la probeta en forma vertical, de manera que el extremo inferior esté a una altura de 1.25 cm (0.492 pulg.) --  $\pm$  0.05 cm (0.019 pulg.) sobre el extremo del tubo del -- temple. Fig. 14.

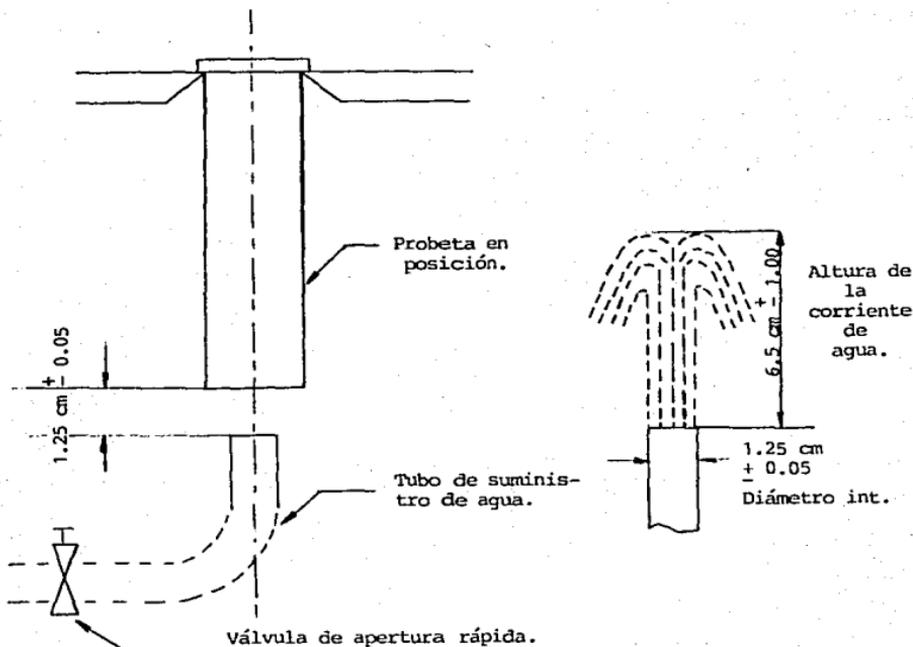
Fig. 14 Dispositivo de Fijación.



ESTA TESIS NO DEBE  
SALIR DE LA BIBLIOTECA

Para el temple de la probeta se necesita una capacidad suficiente para suministrar una corriente vertical de agua que alcance una altura de 6.5 cm (2.56 pulg.)  $\pm$  1 cm (0.394 pulg.) cuando pasa por un tubo de 1.25 cm (0.492 pulg.)  $\pm$  0.05 cm (0.019 pulg.) de diámetro interior. Es satisfactorio un tanque de capacidad suficiente con una bomba pequeña y válvulas de control, por lo general la línea de abastecimiento de agua debe tener una válvula de apertura rápida, fig. 15.

Fig. 15 Dispositivo de temple.



### III.3.4 PROCEDIMIENTO DEL ENSAYO.

El procedimiento a seguir para efectuar este tipo de pruebas es el siguiente: Se coloca la probeta en el horno, el cual debe estar a la temperatura específica de austenitización según sea el acero que se esté probando, y se mantiene esta temperatura durante un tiempo de 30 minutos. Durante la producción se permiten tiempos hasta de 35 minutos, sin que exista un efecto apreciable en los resultados. Es importante calentar la probeta en una atmósfera en la que prácticamente no se formen escamas de óxido y la descarburación sea mínima. Esto puede lograrse calentando la probeta en un recipiente que la mantenga en posición vertical, y que contenga una capa de material carbonáceo -- que evite la descarburación, sobre la cual descansa la cara inferior de la probeta; el recipiente debe tener una tapa fácil de quitar.

El dispositivo para el temple se ajusta de modo que el flujo de agua se eleve a una altura libre de 6.5 cm - (2.56 pulg.) por arriba del extremo del tubo de 1.25 cm (0.492 pulg.) de diámetro interior; este paso se hace -- cuando la probeta no está en su posición. El soporte para la probeta al principio de cada prueba, debe estar seco. Se coloca la probeta caliente en el soporte de manera que su cara inferior quede a 1.25 cm (0.492 pulg.) arriba del orificio y se permita el flujo de agua, mediante la válvula de apertura rápida. El tiempo transcurrido entre la remoción de la probeta del horno y el comienzo del temple debe ser como máximo 5 segundos. Se dirige el flujo de agua, a una temperatura de entre 5°C y 30°C (41°F y 86°F), contra la cara inferior de la probeta, --

durante 10 minutos como mínimo. En la medida de lo posible, deben evitarse corrientes de aire alrededor de la probeta durante su enfriamiento. Si la probeta no está fría cuando se retira del dispositivo, debe enfriarse in mediatamente en agua.

### III.3.5 MEDICIONES DE DUREZA.

Las mediciones de dureza se efectúan en la escala Rockwell C; y se realizan a una distancia, empezando desde el extremo templado, de 0.15875 cm (0.0625 pulg.) en los primeros ocho puntos, los demás puntos deben espaciarse, en general, 0.3175 cm (0.125 pulg.) fig. 16, las determinaciones de dureza se deben efectuar en superficies planas y paralelas, rectificadas a lo largo de la probeta. Se deben esmerilar las superficies a una profundidad mínima de 0.04 cm (0.0157 pulg.) se debe efectuar la operación de rectificado para preparar las superficies planas con mucho cuidado. Los últimos pasos de esta operación deben ser muy ligeros para asegurar una superficie plana; cuando se usa como base una de las superficies planas, se eliminan las huellas anteriores por esmerilado esta operación se puede omitir si el apoyo del dispositivo de prueba está ranurado para dar acomodo a las huellas.

Para evitar que se informen valores de dureza que han sido determinados en superficies revenidas, ocasionadas por el rectificado, se recomienda el siguiente procedimiento de ataque.

a).- Solución de ataque No. 1.

5 partes de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) concentrado --  
( $d = 1.42 \text{ gr/cm}^3$ ) y 95 partes de agua en volumen.



No. 2 durante tres segundos y luego lavar con agua caliente, finalmente secar en una corriente de aire. La presencia de áreas oscurecidas en la zona martensítica indica que ha ocurrido el revenido. Eliminar toda evidencia del revenido antes de efectuar las pruebas de dureza. Esto se puede llevar a cabo remaquinando la superficie y volviendo a atacar, o bien preparando nuevas superficies planas.

### III.3.6 GRAFICA DE DUREZA CONTRA DISTANCIA.

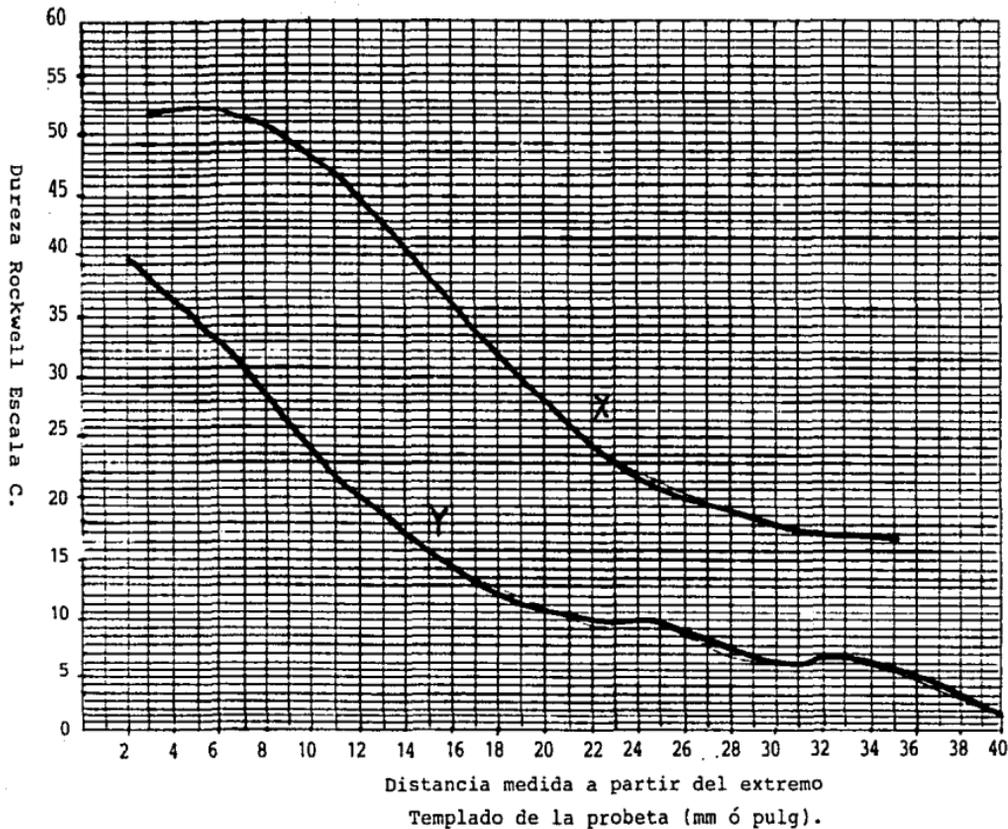
Los resultados de la prueba se deben graficar en una forma preparada para el efecto, en la cual las ordenadas representan valores de dureza Rockwell en la escala C y las abscisas representan la distancia desde el extremo templado de la probeta. En la fig. 17 se muestran las curvas típicas de templabilidad de la prueba Jominy.

### III.4 INDICE DE TEMPLABILIDAD.

La templabilidad de un acero se designa mediante un código que indica la distancia o distancias del extremo templado del espécimen dentro de la cual la dureza designada es obtenible.

Ejemplo: Un acero aleado contiene 0.44 por ciento de carbono podría especificarse que tiene una templabilidad de  $J_{50} = 7$ , lo cual significa que el requisito mínimo para este acero sería una dureza 50 Rockwell C a una distancia de 7/16 de pulg. del extremo del temple. Si se requiriera de ambos límites mínimo y máximo, el índice de templabilidad puede especificarse como  $J_{50} = 3$  a 12.

Fig. 17 Curva Típica de templabilidad de la prueba Jominy.



### III.5 USO DE LOS DATOS DE TEMPLABILIDAD.

Las curvas de templabilidad según Jominy, son de gran valor práctico, porque:

- a) Si la rapidez de enfriamiento de un acero en cualquier temple es conocida, la dureza puede leerse directamente de la curva de templabilidad de ese acero.
- b) Si la dureza puede medirse en cualquier punto, la rapidez de enfriamiento en ese punto puede obtenerse de la curva de endurecimiento para ese acero.

#### III.5.1 FORMA DE REPORTE (ASTM).

El reporte debe incluir la información siguiente, la cual puede registrarse en la carta de templabilidad de la ASTM.

- 1.- Historia térmica previa del acero, incluyendo la temperatura de normalizado.
- 2.- Composición química.
- 3.- El tamaño de grano ASTM.
- 4.- Temperatura de endurecimiento utilizada en la prueba.
- 5.- Una notación prominente en la carta estándar de templabilidad si se utilizan especímenes de prueba de otra forma o tamaño.

En la fig. 18 se muestra la forma de reporte ASTM.

#### III.5.2 APLICACIONES PRÁCTICAS.

El estudio de las curvas Jominy facilita mucho el conocimiento de las propiedades de los aceros después del temple, algunas de las



2.- La presencia de elementos de aleación en los aceros permite obtener después del temple, durezas elevadas aún empleándose bajas velocidades de enfriamiento.

3.- Pequeñas cantidades de elementos de aleación -- convenientemente seleccionados, ejercen una influencia más efectiva en la templabilidad que un gran porcentaje de un solo elemento.

Dependiendo de las necesidades que se tengan y de acuerdo a las características anteriormente mencionadas de las curvas Jominy, se pueden elegir los aceros adecuados para un fin determinado, es decir, cuando un acero se compra basándose en las especificaciones de templabilidad, el comprador está seguro de que obtendrá las propiedades mecánicas deseadas después del tratamiento térmico. Esto causa muy pocos rechazos o retratamientos y mayor economía.

## CAPITULO IV

DISEÑO Y FABRICACION DEL  
DISPOSITIVO PARA PRUEBAS DE DUREZA

Para la realización de esta tesis fué necesario diseñar y fabricar un dispositivo adaptable al durómetro - Rockwell que sirviera para tomar pruebas de dureza de la probeta templada (probeta Jominy).

La dureza que se practica a este tipo de probetas - se realiza empezando desde el extremo templado de la barra hasta el extremo no templado de esta, la separación que debe existir entre cada muestra es de 1/16 de pulgada, y es de suma importancia que la probeta no se gire - al realizar estas pruebas de dureza, las cuales se hacen en una línea recta, que consiste en un pequeño desbaste que se le efectúa a la probeta después de templarlas para que las pruebas se realicen en una superficie plana y no circular, evitando así sumarle un determinado factor de corrección.

Resumiendo, el diseño del dispositivo consistió en cumplir los siguientes puntos:

- Adaptable al durómetro Rockwell.
- Hacer avanzar la probeta 1/16 de pulgada exactamente.
- No permitir que la probeta se gire al hacer las - mediciones de dureza sobre esta.

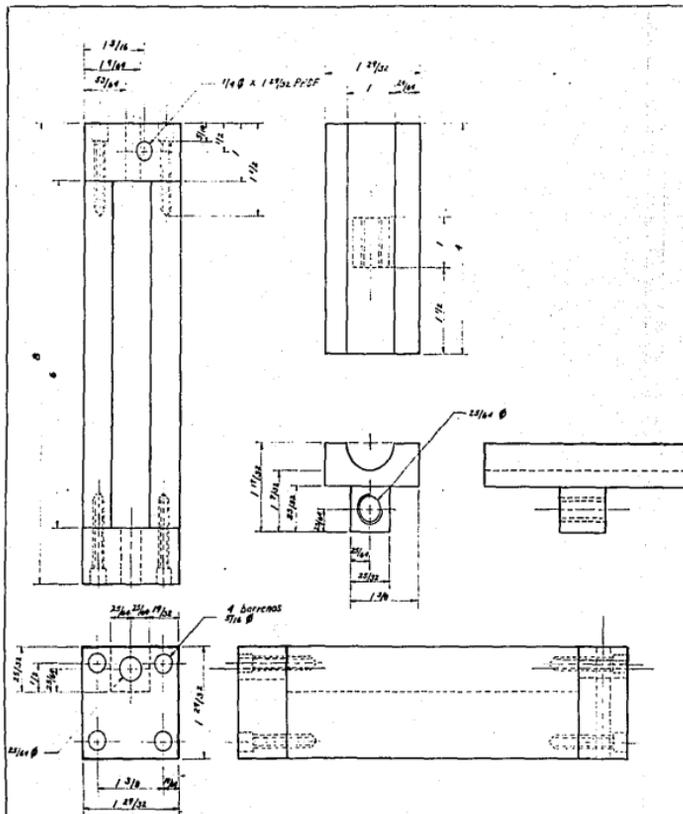
Para cumplir con el primer punto se pensaron varias formas para sujetar el dispositivo al aparato Rockwell, como sujetadores de tornillo, hacer rosca interna al dispositivo para que entrara como un yunque común al aparato Rockwell, etc., pero como el durómetro cuenta con un yunque de 20 cm (7.87 pulg.) de diámetro se optó por simplemente apoyar el dispositivo sobre este yunque.

Para el segundo punto, solamente fué necesario diseñar un tornillo de determinada longitud pero de 16 hilos por pulgada, ya que al dar una vuelta total a este tornillo se consigue un avance exacto de  $1/16$  de pulgada.

Para el tercer punto, fué necesario diseñar una superficie de apoyo para la probeta que no permitiera giro alguno, primeramente se pensó un apoyo en "V", pero fué descartado por no estar permitido dentro de las normas nacionales, por lo que se optó por un apoyo en forma de un medio círculo con un diámetro de 1 pulgada, ya que al ser la probeta también del mismo diámetro (1 pulg.), no puede existir giro alguno al entrar justo la probeta sobre el apoyo del dispositivo.

Respecto a los cálculos, como la probeta es de 4 pulgadas de longitud, y es necesario hacer mediciones de dureza a lo largo de ésta, solamente se hizo necesario duplicar esta longitud (8 pulg.) para el diseño del dispositivo, cálculos de resistencia de material se omitieron, puesto que el dispositivo no sufre de tracción, elongación, vibración, etc., lo único que se hace es una pequeña compresión, y ésta no es sobre el dispositivo, sino se hace sobre la probeta, lo que se llama indentación sobre el material.

Fabricación del dispositivo: El dispositivo se fabricó en el laboratorio de manufactura de la Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán, basandose en los planos que se presentan a continuación.

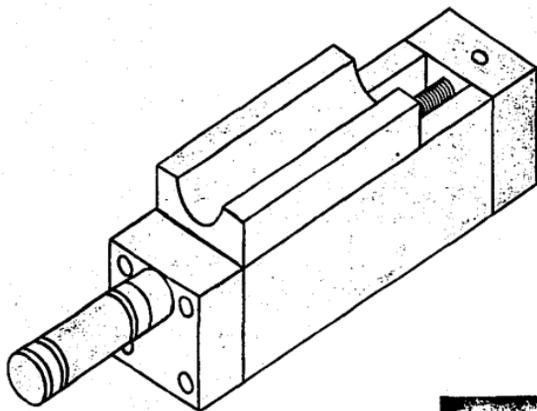
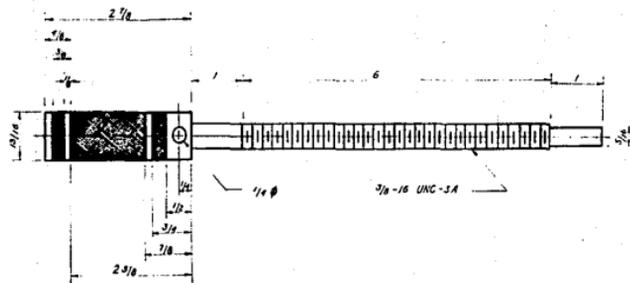


LISTA DE PARTES		
MATERIAL	CANT.	DESCRIPCION
Barra Cold Rolled	1	2 1/4 x 2 1/4 x 6 3/8
Barra Cold Rolled	1	2 3/8 x 2 3/8 x 4 1/2
Barra Cold Rolled	2	2 1/4 x 2 1/4 x 1 1/2
Perno Grado O	1	1/4 B x 1 1/2
Tornillos Allen	8	1/4 B x 1 1/2

Observaciones: En la descripción del material se indica el tamaño comercial de las piezas.

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLAN

U N A M	Dispositivo	Fecha: 4/May/88
Esc: 1 : 1		Revisó: Ing. F. LEYVA P.
Acot: pul.	de	Diseñó: S. MORALES O.
Plano: 1-2	Sujeción	P. ZEPEDA M.



LISTA DE PARTES		
MATERIAL	CANT.	DESCRIPCION
Barra Acero 1018	1	$\frac{3}{8}$ Ø x 10 $\frac{7}{8}$
Prismas SA	1	$\frac{1}{4}$ Ø x $\frac{3}{4}$
Carro HERR.	1	$\frac{3}{4}$ Ø x $\frac{7}{8}$
Barra Acero 1018	1	$\frac{3}{4}$ Ø x $\frac{7}{8}$

Observaciones: En la descripción del material se indica el tamaño comercial de las piezas.

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLAN

U N A M

Diapositivo

Fecha: 6/Mayo/89

Esc: 1:1

de

Realiz: ING. F. LEYVA P.

Acot: pul.

Sujeción

Dibujó: B. MUÑOZ D.

Plano: 2-2

P. ZEPEDA M.

## CAPITULO V

## OBTENCION DE LAS CURVAS JOMINY

Para obtener las curvas de los aceros 1018 y 1045 - mediante la prueba Jominy, es necesario tomar en cuenta los puntos establecidos por la norma NOM-B-320/83. (descrita en un capítulo anterior) en la cual se especifican las dimensiones de la probeta y la forma de realizar dicha prueba.

## V.1 MATERIAL Y EQUIPO.

El material y equipo a utilizar para la realización de esta prueba es el que a continuación se enumera:

- Muflas eléctricas.
- Guantes de asbesto.
- Pinzas de sujeción.
- Aparato para prueba Jominy.
- Durómetro Rockwell con accesorios.
- Dispositivo para realizar prueba de dureza.  
(Diseñado en el capítulo IV).
- Probetas Jominy. (1018,1045).

Fig. 19 Material y equipo; a) Mufla, guantes, pinzas, -- dispositivo y probeta; b) Durómetro con accesorios dispositivo y probeta.



Fig. 20 Material y equipo; Aparato para prueba Jominy.



Cabe mencionar que para la realización de esta prueba fué necesario terminar el aparato para la prueba - Jominy, ya que no existía forma alguna de mantener un -- flujo constante para templar la probeta.

## V.2 NORMALIZADO DE LA PROBETA.

Antes de realizar la prueba, es necesario normalizar las probetas, ya que al maquinaslas pudieron haber sufrido alguna alteración en su estructura. A continuación se presentan los pasos efectuados en el desarrollo de este tratamiento:

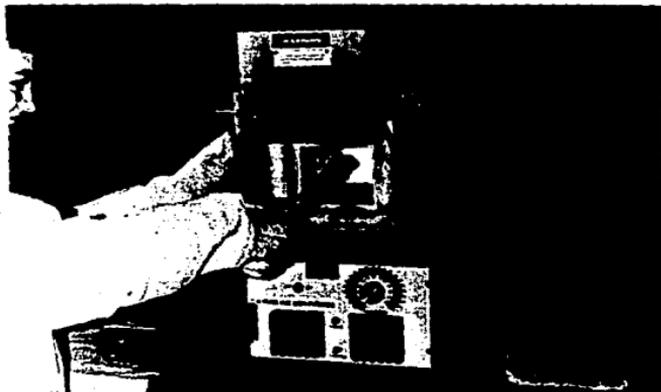
- 1.- Se determinó la temperatura de normalizado correspondiente a cada uno de los aceros (basada en el apéndice del Apraíz).
- 2.- Se calentó una mufla a  $850^{\circ}\text{C}$  ( $1,562^{\circ}\text{F}$ ), y otra a  $900^{\circ}\text{C}$  ( $1,652^{\circ}\text{F}$ ). Tomando en cuenta que al momento de calentar las muflas las probetas (1045 y 1018 respectivamente) se deben de encontrar dentro de estas, para así obtener un mejor normalizado, ya que la temperatura de las probetas se irá incrementando paralelamente con la temperatura de las muflas.
- 3.- Al llegar a la temperatura establecida, se dejan transcurrir 30 minutos. Pasado este tiempo, se retiran las probetas de las muflas dejando que se enfrien al aire libre.

## V.3 PRUEBA JOMINY.

Teniendo normalizadas las probetas se procedió a efectuar la prueba Jominy, llevando a cabo los siguientes pasos:

- 1.- Se coloca dentro de la mufla la probeta 1045 y se procede a calentar ésta a una temperatura de  $850^{\circ}\text{C}$  ( $1,562^{\circ}\text{F}$ ). Fig. 21.
- 2.- Después de 30 minutos de haber colocado la probeta 1045 dentro de la mufla, se coloca de la misma manera la probeta 1018 en la otra mufla a una temperatura de  $900^{\circ}\text{C}$  ( $1,652^{\circ}\text{F}$ ).

Fig. 21 Colocación de la probeta Jominy dentro de la mufla.



3.- Al obtener la temperatura requerida para cada caso, se dejaron las probetas dentro de la mufla por un tiempo de 40 minutos. Durante este intervalo se checó en el aparato Jominy lo siguiente:

- a) Temperatura del agua ( $17^{\circ}\text{C}$ ).
- b) Altura del chorro (5 a 7 cm).
- c) Válvula de abertura rápida. En este caso se utilizó una lámina que impidiera el paso del agua.

- 4.- Pasados los 40 minutos, se sacó la probeta 1045 de la mufla, y en un tiempo no mayor a 5 segundos se colocó en el orificio del aparato Jominy; al momento de colocar la probeta se quita la lámina dejando así que el chorro de agua choque con la probeta templando el extremo inferior, - el tiempo que se dejó la probeta en el chorro - fué hasta que se enfriara.
- 5.- Transcurridos los 40 minutos de calentamiento - para la probeta 1018, se sacó de la mufla y se templó de la misma forma que la anterior.

Fig. 22 Probeta Jominy al momento de sacarla de la mufla.

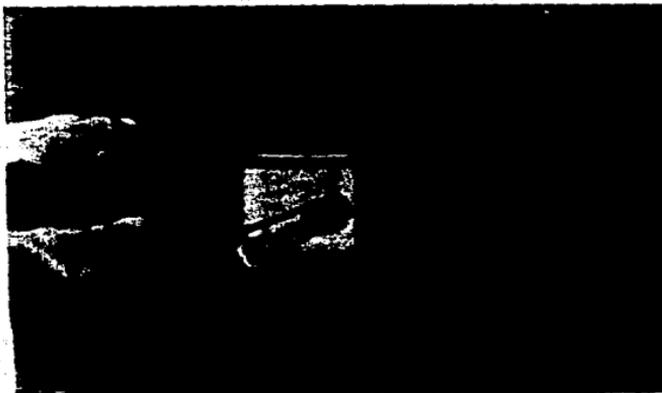
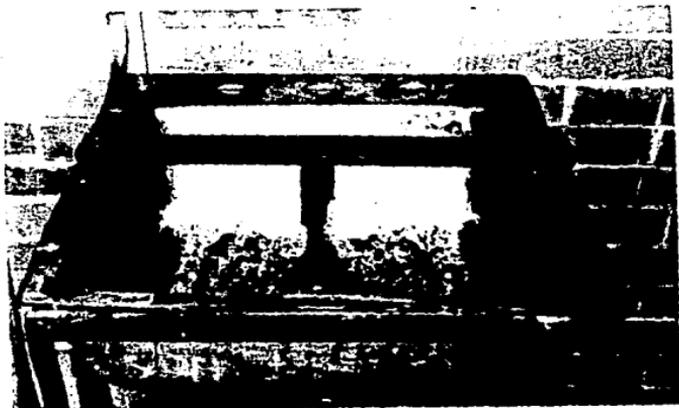
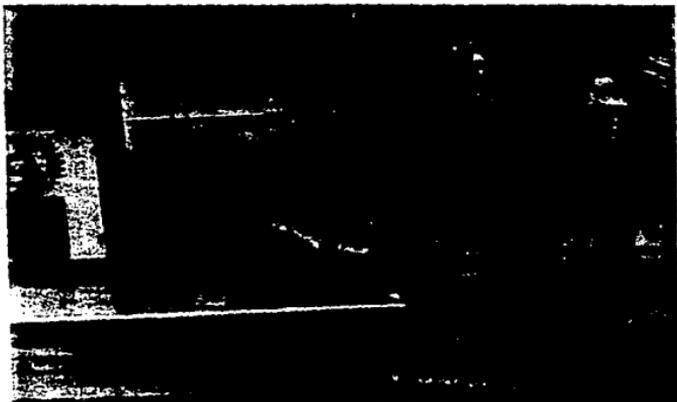


Fig. 23 a) Probeta templándose en el aparato Jominy.  
b) Aspecto de la probeta después del temple.



a.



b.

### V.3.1 RECTIFICADO DE LAS PROBETAS.

Después de templadas las probetas se rectificaron dos superficies quedando opuestas a  $180^{\circ}$  entre sí, para que sobre estas superficies planas se puedan realizar las pruebas de dureza. El tipo de rectificado que se realiza a las probetas no debe ser mayor de 0.5 mm (0.0197 pulg.) y debe trabajarse en frío para evitar posibles alteraciones en la estructura de ellas.

### V.4 PRUEBAS DE DUREZA.

Después del rectificado de las probetas, se procedió a realizar las pruebas de dureza, las cuales constaron de los siguientes pasos:

- 1.- Colocamos en el durómetro Rockwell la combinación correcta de pesas e indentador, de acuerdo a la escala en la cual se vaya a trabajar. Para este caso se utilizó el indentador cónico de punta de diamante "Brale" y el peso requerido - fué 150 Kg, de acuerdo a la escala Rockwell C.
- 2.- Colocamos el yunque o plato de mayor diámetro - de 20 cm (7.87 pulg.) en el durómetro, para que éste soporte el dispositivo que moverá la probeta para las pruebas de dureza.

Es necesario que antes de empezar las pruebas de dureza se verifique que el indentador y la probeta en su parte rectificada queden bien alineados a todo lo largo de la probeta, ya que ésta será la zona donde se verifiquen las pruebas.

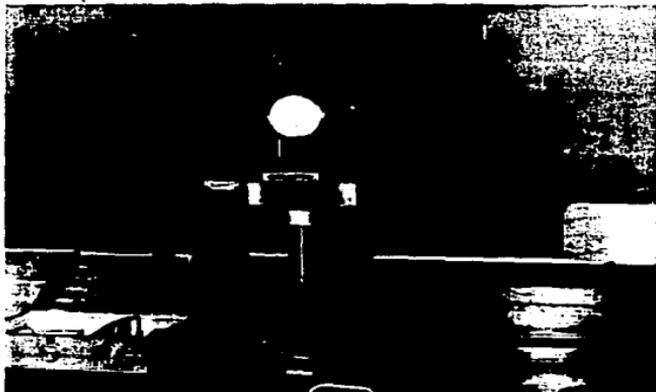
- 3.- Las mediciones de dureza se realizaron en los dos lados rectificadas de la probeta, empezando desde el extremo templado hasta el extremo no templado.

Las primeras mediciones (10 lecturas) se realizaron a 1.53 mm (1/16 pulg.).

Las siguientes (10 lecturas) a 3.06 mm -- (1/8 pulg.). Y las últimas mediciones (8 lecturas) 6.12 mm (1/4 pulg.).

Al terminar las mediciones de dureza con una probeta, se retiró del dispositivo, colocándose la otra probeta y alinendola bien se procedió a efectuar otra serie de mediciones.

Fig. 24 Aspecto de las pruebas de dureza en las probetas templadas.



## V. 5 CURVAS JOMINY.

Por medio de la prueba de dureza se obtuvieron los siguientes resultados:

Tabla 6.

Distancia desde el extremo templado.	Acero 1018	Acero 1045
	HRC.	HRC.
<b>En dieciseisavos de pulgada.</b>		
1	40.2	52.2
2	36.5	47.6
3	28.9	42.8
4	23.7	36.3
5	20.2	32.3
6	19.6	29.7
7	18.0	25.1
8	--	24.4
9	--	24.2
10	--	22.6
<b>En octavos de pulgada.</b>		
1	--	22.5
2	--	22.4
3	--	21.7
4	--	21.2
5	--	20.3
6	--	20.3
7	--	20.1
8	--	18.9
9	--	20.0
10	--	20.2

## Continuacion Tabla 6.

Distancia desde el extremo templado.	Acero 1018 HRC.	Acero 1045 HRC.
En cuartos de pulgada.		
1	--	20.1
2	--	19.8
3	--	20.3
4	--	20.2
5	--	20.2
6	--	19.9
7	--	20.0
8	--	20.0

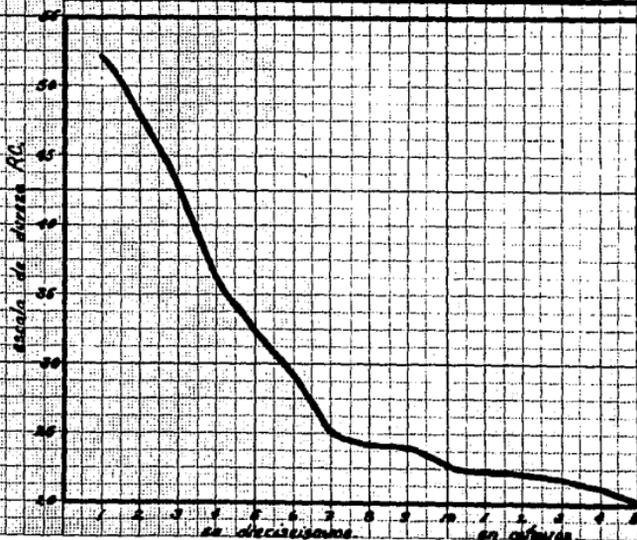
A continuación se presentan las curvas Jominy para - cada uno de los aceros.

Fecha: 14/Sept/60  
 Laboratorio: LITMA  
 Tipo: Nacional 1948  
 Ab. ensayo: 1

Distancia de sondaje.	Distancia RC.
1/6 1	52.2
2	47.6
3	46.8
4	36.3
5	32.3
6	28.7
7	25.1
8	24.4
9	24.2
10	23.6
1/6 1	22.5
2	22.4
3	21.7
4	21.2
5	20.3
6	20.3
7	20.1
8	19.9
9	20.0
10	20.2
1/6 1	20.1
2	19.8
3	20.3
4	20.2
5	20.2
6	19.9
7	20.0
8	20.0

TIPO	% C	% Mn	% P	% S
1948	0.43 - 0.50	0.60 - 0.90	0.04	0.05

Observaciones:





En la Tabla 7 se muestran los valores obtenidos de la prueba de dureza correspondientes al acero 1045 de -- importación.

Tabla 7.

Distancia Jominy (pulg/16)	Dureza Rockwell C.	
	Mínimo X	Máximo Y
1.0	55	62
1.5	52	61
2.0	42	59
2.5	34	56
3.0	31	52
3.5	29	46
4.0	28	38
4.5	27	34
5.0	26	33
5.5	26	32
6.0	25	32
6.5	25	31
7.0	25	31
7.5	24	30
8.0	24	30
9.0	23	29
10.0	22	29
12.0	21	28
14.0	20	27
16.0	--	26

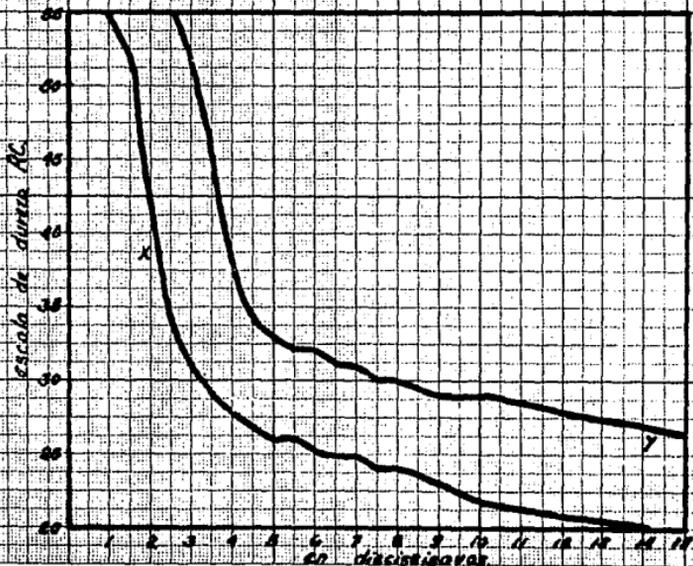
Enseguida se muestra la gráfica de la curva Jominy para este acero.

Fecha: 14 Sept / 83  
 Laboratorio: UPRC  
 Tipo: Acoustic RC  
 No. ensayo: 1

TIPO 1045	% C 0.87-0.80	% Mn 0.80-0.80	% P 0.04	% S 0.08
--------------	------------------	-------------------	-------------	-------------

Observaciones:

Distancia cm (pulg/16)	Distancia RC	
	Mínimo X	Máximo Y
1.0	55	62
1.5	52	61
2.0	48	58
2.5	34	56
3.0	31	52
3.5	29	46
4.0	28	38
4.5	27	34
5.0	26	32
5.5	26	32
6.0	25	32
6.5	25	31
7.0	25	31
7.5	24	30
8.0	24	30
9.0	23	29
10.0	22	29
12.0	21	28
14.0	20	27
16.0	..	26



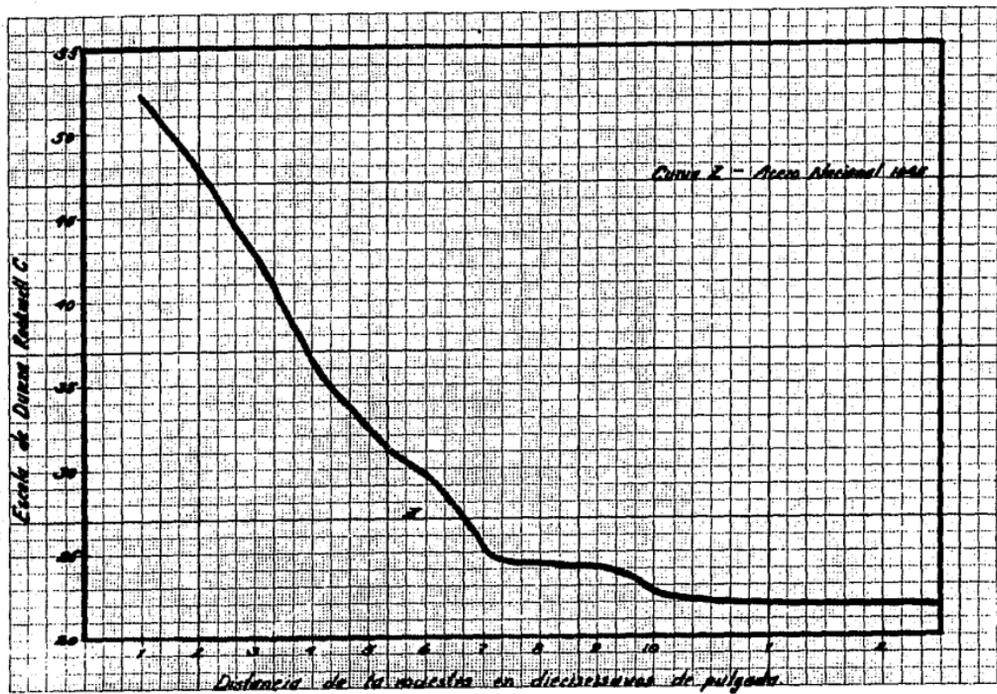
## V.5.1 COMPARACION DE LAS CURVAS JOMINY.

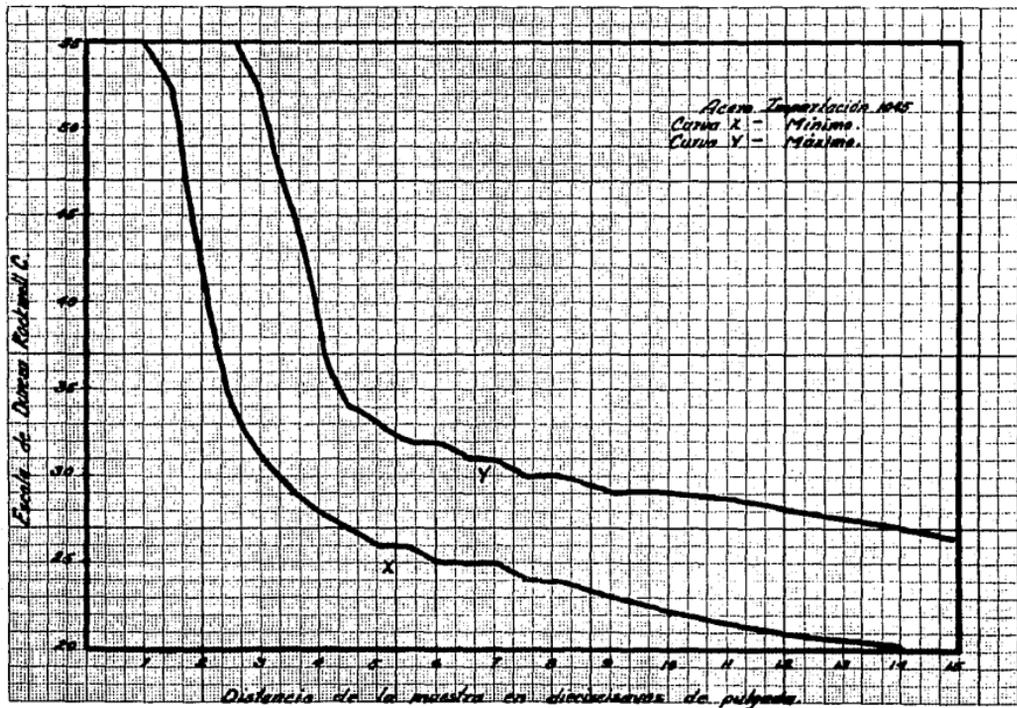
Después de haber graficado las curvas Jominy para los aceros nacionales y el acero de importación, se observó que para el acero 1045 de fabricación nacional se tiene una templabilidad aceptable, ya que ésta se encuentra dentro de los límites de un acero análogo de importación.

De acuerdo a los resultados obtenidos de la prueba de dureza, para el acero 1045 de fabricación nacional se obtuvo un máximo de dureza de 52.2 Rockwell C a 1/16 de pulgada, mientras que el acero de importación tiene como mínimo 55 Rockwell C y como máximo 62 Rockwell C, se ve que en un principio existe una diferencia de 2,8 puntos con respecto al mínimo y de 9.8 puntos con respecto al máximo. Esta diferencia puede resultar, de consideración ya que si nosotros compramos un acero 1045 de fabricación nacional con la intención de obtener una dureza mayor de 60 Rockwell C al templearlo muy difícilmente lo lograríamos, aunque no sería imposible.

A continuación se muestran en gráficas la comparación de estos aceros.

Cabe mencionar que los aceros a comparar solo son los de tipo 1045, ya que el acero 1018 no es templeable y no existen curvas Jominy para este tipo de acero.





## CAPITULO VI

## CONCLUSIONES.

Con el desarrollo de este trabajo se puede observar que tan importante es conocer características de los materiales con los cuales se va a trabajar.

Para este caso fué necesario tener un estudio sobre el diagrama de fases hierro-carbono, ya que éste nos permite conocer las estructuras metalográficas que se pueden encontrar en los aceros en un estado de equilibrio, así como también las transformaciones que existen en éstos al calentarlos y enfriarlos.

El diagrama hierro-carbono, también nos es de gran utilidad para conocer los diferentes tratamientos térmicos que se pueden realizar a los aceros, así como características particulares con las que cuenta cada tratamiento, ya que por medio de éste se pueden determinar -- las propiedades requeridas según las necesidades deseadas.

El objetivo de esta tesis, fué obtener la templabilidad de aceros nacionales y aceros importados, comparando así a que nivel se encuentra un acero de fabricación nacional con respecto a un acero de importación. Para -- realizar dicha comparación se seleccionaron dos aceros -- de diferente contenido de carbono, uno con 0.18% de carbono y el otro con 0.45% de carbono.

Acero 1018, en este caso se pudo observar que se obtuvo muy poca (casi nada) templabilidad, esto debido a -- que un acero con bajo contenido de carbono crea poco o -- nada de martensita, lo cual indica que es muy improbable que se temple. El motivo de haber escogido un acero de --

porcentaje bajo en carbono, fué hacer una segunda comparación entre los aceros nacionales, puesto que el acero 1018 tiene un porcentaje de fabricación muy alto en el país al tener dos muestras de diferente contenido de carbono (1018, 1045) se podría confirmar si el acero 1045 es realmente un acero con 0.45% de carbono.

Acero 1045, en este caso se observó una templabilidad que se encuentra entre los límites del acero 1045 de importación. Por lo que se puede afirmar que en lo que respecta al acero 1045 de fabricación nacional si está al nivel de aceros de otros países, como Estados Unidos.

Se puede concluir que con el estudio de las curvas Jominy se facilita el conocimiento de las propiedades de los aceros después del temple, ya que como se observó la máxima dureza que se consigue está en función del contenido de carbono y en estas pruebas se obtiene precisamente en el extremo enfriado (templado) de la probeta, y la dureza en el otro extremo corresponde aproximadamente al estado normalizado del acero. Esto ayuda a elegir los aceros adecuados para un fin determinado, ya que al comprar un acero basandose en especificaciones de templabilidad se podrá estar seguro de que se obtendrán las propiedades mecánicas deseadas después de un tratamiento térmico.

## CAPITULO VII

## BIBLIOGRAFIA

- INTRODUCCION A LA METALURGIA FISICA.  
Sydney H. Avner.  
Ed. Mc Graw-Hill 1983.
- STEEL SELECTION.  
Roy F. Kerm, Manfred E. Suess.  
Ed. Wiley-Interscience 1979.
- ACERO PARA HERRAMIENTAS.  
Frank R. Palmer, G. Lurssen, J. Pendetlon.  
Ed. Representación y Servicios de Ingeniería S.A.
- LA CIENCIA E INGENIERIA DE LOS MATERIALES.  
Donald R. Askeland.  
Ed. Iberoamericana 1985.
- MANUFACTURING PROCESSES AND MATERIALS FOR ---  
ENGINEERS.  
Doyle, Keyser, Leach, Schrader, Singer.  
Ed. Prentice-Hall Inc. Second Edition.
- CIENCIA DE LOS MATERIALES.  
J.C. Anderson, K.D. Leaver, J.M. Alexander.  
Ed. Limusa.
- MATERIALES PARA INGENIERIA.  
Lawrence H. Van Vlack.  
Ed. C.E.C.S.A.

- TECNOLOGIA DE MATERIALES.  
Lawrence H. Van Vlack.  
Ed. Representación y Servicios de Ingeniería S.A.
- FUNDAMENTOS DE CIENCIA DE MATERIALES.  
Albert G. Guy.  
Ed. Mc Graw-Hill.
- ENSAYO DE MATERIALES Y CONTROL DE DEFECTOS. EN LA  
INDUSTRIA DEL METAL.  
Studemann.  
Ed. Umo.
- METALLIC MATERIALS.  
Paul S. Hard.  
Ed. Holt, Rinehart and Winston Inc.
- TRATAMIENTOS TERMICOS Y SU APLICACION.  
Dr. Yvan Houbaert Irmén. UNAM. 1979.  
Bufete Metal-Mecánico. S.C. Tomos I y II.
- END-QUENCH TEST FOR HARDENABILITY OF STEEL.  
American Society for Testing and Materials.  
A-255-1967.
- TEMPLABILIDAD DEL ACERO METODO DE PRUEBA JOMINY.  
Secretaria de Comercio y Fomento Industrial.  
Norma Oficial Mexicana. NOM-B-320-1983.
- MATERIALS PARTS AND COMPONENTS.  
SAE. Handbook Part I.  
1976.

- APPLIED METALLURGY FOR ENGINEERS.  
Burton.  
Ed. Mc Graw-Hill.
  
- MECHANICAL ENGINEERS' HANDBOOK.  
Theodore Baumeister.  
Ed. Mac Graw-Hill Sexta edición.
  
- TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS.  
José Apraíz Barreiro.  
Ed. Dossat S.A. Octava edición.