

21
28.



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
"CUAUTITLAN"**

**"TRATAMIENTO TERMICO DE LOS ACEROS
AL CARBONO"**

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA
P R E S E N T A :
ELEAZAR IGNACIO PEREZ ZENTENO

CUAUTITLAN IZCALLI, ESTADO DE MEXICO.

1987



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

TEMARIO

PAGINA

Capítulo No. 1

1.1	Introducción	1
1.2	Objetivos	4

Capítulo No. 2 "ESTRUCTURAS METÁLICAS"

2.1	Introducción	5
2.2	Celdas unitarias	5
2.2.1	Celda BCC	6
2.2.2	Celda FCC	7
2.2.3	Celda HPC	8
2.2.4	Comparación de volúmen entre celda BCC y FCC.	10
2.3	Direcciones cristalinas.	12
2.3.1	Familias de direcciones.	14
2.4	Planos cristalinos.	14
2.4.1	Familias de planos.	15

Capítulo No. 3 "FASES Y DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO"

3.1	Introducción	16
3.2	Fases en los metales.	16
3.3	Formación de una aleación.	18
3.4	Soluciones sólidas.	19
3.4.1.	Solución sólida sustitucional.	19
3.4.2	Solución sólida intersticial.	21
3.5	Diagramas de equilibrio.	21
3.5.1	Determinación de la composición química de la aleación (regla I)	24
3.5.2	Determinación de las cantidades relativas — (regla II)	25

Capítulo No. 4 "DIAGRAMA HIERRO-CARBURO DE HIERRO"

4.1	El hierro puro y sus propiedades.	28
4.1.1	Temperaturas críticas del hierro puro.	29
4.2	Diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro ($Fe-Fe_3C$).	31
4.2.1	Características de las fases que presenta el diagrama ($Fe-Fe_3C$).	37
4.3	Estructuras metalográficas y propiedades asociadas en el acero.	38
4.4	Transformaciones de fase en estado sólido.	46

Capítulo No. 5 " DIAGRAMAS TTT y DIAGRAMAS CCT "

5.1	Obtención de los diagramas TTT (Transformación -tiempo-temperatura.	49
5.1.1	Curvas de reacción	49
5.2	Importancia y forma de los diagramas TTT.	54
5.3	Interpretación de los diagramas TTT.	56
5.4	Aplicación de los diagramas TTT.	59
5.5	Diagramas de transformación-enfriamiento - continuo o diagramas CCT.	60
5.6	Obtención de los diagramas CCT.	60
5.7	Diagramas CCT para aceros de composición - eutectoide.	61
5.8	Interpretación de los diagramas CCT.	63
5.9	Aplicación de los diagramas CCT.	65

Capítulo No. 6 "TRATAMIENTO TERMICO DE RECOCIDO"

6.1	Introducción..	68
6.2	Recocido total (aceros hipoeutectoides y - aceros hipereutectoides).	68
6.3	Recocido de austenitización incompleta.	73
6.3.1	Recocido de esferoidización.	73
6.4	Recocido subcrítico.	75
6.4.1	Recocido de ablandamiento.	75
6.4.2	Recocido contra acritud.	75
6.5	Recocido sobre el acero trabajado en frío y sus efectos.	76

Capítulo No. 7 " TRATAMIENTO TERMICO DE TEMPLE "

7.1	Introducción.	79
7.2	Temperatura de austenitización.	79
7.3	Principales variables a considerar en el - templeado.	83
7.4	Influencia del medio de temple.	88
7.4.1	Velocidad crítica de temple	90
7.4.2	Etapas de eliminación de calor.	91
7.5	Medios de enfriamiento más utilizados.	93
7.6	Templabilidad.	101

Capítulo No. 8 " TRATAMIENTO TERMICO DE REVENIDO "

8.1	Introducción.	107
8.2	Principales variables a considerar.	107

	PAGINA	
8.3	Etapas de revenido	110
8.4	Efecto del revenido sobre las propiedades físicas.	114
8.4.1	Fragilidad de revenido.	117
8.5	Colores de revenido.	118
8.6	Aplicación del tratamiento de revenido.	120
Capítulo No. 9 " TRATAMIENTOS TERMICOS SUPERFICIALES "		
9.1	Introducción.	121
9.2	Carburización.	122
9.3	Nitruración.	125
9.4	Carbonitruración o cianuración.	128
9.5	Llama oxi-acetilénica.	130
9.6	Inducción.	131
Capítulo No. 10 " TRATAMIENTO EXPERIMENTAL DE TEMPLE Y REVENIDO "		
10.1	Introducción.	134
10.2	Material y equipo utilizado.	135
10.3	Preparación de probetas.	135
10.4	Tratamiento experimental de temple.	138
10.5	Tratamiento experimental de revenido.	141
Capítulo No. 11 " CONCLUSIONES "		149
Bibliografía.		151

CAPITULO No. 1

1.1. Introducción.

El acero se empezó a producir en volúmen a mediados del siglo XIX con la invención del procedimiento Bessemer mismo que proporcionó gran parte del acero empleado para la construcción de los primeros puentes y rascacielos como lo es el puente de San Francisco, de Nueva York, la torre Sears, la torre Eiffel, etc.

Con la producción de acero en grandes cantidades, evolucionaron las comunicaciones ferroviarias y la construcción de grandes edificios en los que utilizaron varillas de acero en las columnas y losas de concreto. Por otro lado el acero generó vida a la industria automotriz, donde se utiliza en la fabricación de motores, engranes, carrocerías, etc., asimismo encuentra aplicación en las torres petroleras y de transmisión de energía eléctrica, como también en la construcción de barcos tanque y comerciales, etc.

Actualmente el desarrollo del país se debe en gran parte a la producción del acero, porque este encuentra diversidad de aplicaciones, ya sea en el hogar, en la industria (en sus diferentes ramos), en los transportes y servicios públicos, en los modernos edificios, etc. Si miramos a nuestro alrededor veremos que vivimos rodeados de acero. Este material está compuesto por dos elementos químicos que son hierro y carbono, que en cantidades apropiadas forman toda la gama de composiciones de acero, que como se analiza en el transcurso del presente estudio, dependiendo de su contenido puede clasificarse en aceros de bajo, medio y alto contenido de carbono.

El capítulo dos presenta un panorama general de las diferentes estructuras cristalinas que existen en estado sólido, de estas sólo se analizan con detalle aquellas que poseen los materiales metálicos y que son la estructura cúbica y hexagonal.

Debido a que el acero esta formado por dos elementos, la solución de éstos da lugar a lo que se llama una aleación. El capítulo tres — describe como se obtiene el diagrama de equilibrio de una aleación a — partir de las condiciones de tiempo y temperatura así como de composición para lo cual se requiere la determinación del punto de inicio y — fin de la solidificación de toda la gama de composiciones que contiene la aleación.

El capítulo cuatro analiza el diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro debido a que con ayuda de éste, se puede entender más fácilmente la clasificación que actualmente tienen los aceros y los hierros fundidos. El diagrama hierro-carburo de hierro tiene una composición hasta del 6.67% de carbono, entendiéndose que aquellas aleaciones que contienen menos del 2.11% se clasifican como aceros y aquellas aleaciones que contienen más del 2.11% y menos del 6.67% se clasifican como hierros fundidos. Debido a que esta tesis está enfocada a los aceros al carbono, solamente se considera el intervalo de composiciones — hasta un máximo de el 2.11% de carbono. Dicho intervalo se analiza de — talladamente por ser de interés principal para los fines del presente trabajo.

El capítulo cinco describe el procedimiento que se aplica al acero, para obtener las curvas TTT y CCT, indicándose además la utilidad práctica que presentan dichas curvas para la aplicación de diferentes tratamientos térmicos, entre los que se encuentran los tratamientos de recocido, temple y normalizado.

El capítulo seis analiza los cambios que existen en las propiedades mecánicas como consecuencia de la aplicación del tratamiento térmico de recocido. Este tratamiento se aplica a aquellas piezas cuya finalidad es la de regenerar el grano, ablandar la estructura y disminuir la dureza.

El capítulo siete analiza con detalle los cambios que produce en las propiedades mecánicas el tratamiento térmico de temple, además marca las condiciones de tiempo y temperatura a aplicar (en función del tamaño de la pieza) para realizar dicho tratamiento, indica también las ventajas que se obtienen de este proceso térmico cuando se realiza en forma adecuada.

El capítulo ocho está enfocado al tratamiento de revenido. Normalmente después del tratamiento térmico de temple, le sigue un tratamiento térmico de revenido, este último es un tratamiento cuya finalidad consiste en eliminar las tensiones internas que guarda la pieza de acero después del tratamiento de temple, así como también, el de disminuir gradualmente la dureza conforme se incrementa la temperatura de revenido. En este capítulo se describen las condiciones de tiempo y temperatura a aplicar para realizar el tratamiento de revenido en los aceros al carbono.

El capítulo nueve está desarrollado en forma general para los tratamientos térmicos superficiales o de endurecimiento superficial. En ocasiones es deseable obtener aceros que sean resistentes al desgaste. Una de las maneras de obtener un acero con esta condición es mediante la aplicación de los tratamientos térmicos superficiales que generan una capa dura, es decir, de alto contenido de carbono. Para efectuar este proceso existen diferentes tipos de tratamientos superficiales que como se analizan en éste capítulo solo son aplicables a los aceros, cuyo contenido de carbono es bajo.

En el capítulo diez se desarrolló un análisis experimental de los tratamientos térmicos de temple y revenido sobre el acero 1045, por lo que pasa a ser complementario a los capítulos siete y ocho.

1.2. Objetivos.

Entre los objetivos principales está el de analizar de una manera más amplia los cambios que se suscitan en las propiedades mecánicas en el acero al carbono, cuando éste se somete a algún tratamiento térmico. La finalidad de referirse solamente a los aceros al carbono, es la de enfocar el estudio al acero que está exento de elementos de aleación -- (cromo, níquel, molibdeno etc.), abarcando la gama de composiciones hasta del 2.11% de carbono del diagrama hierro-carburo de hierro.

Otro de los objetivos, es el de tener un panorama general de las ventajas y desventajas que se tienen en los aceros al carbono cuando se utilizan en la industria, así como también el de seleccionar un acero en un momento dado conociendo su composición.

Finalmente, conocer los distintos procesos térmicos más comunes -- que existen y que se suelen aplicar a los aceros al carbono para obtener aceros con diferentes características como son: Aceros resistentes al desgaste, resistentes a la tracción, resistentes al impacto, aceros dúctiles, maleables, duros; así como también aquellos aceros que requieren alta tenacidad.

CAPITULO No. 2 " ESTRUCTURAS METALICAS "

2.1. Introducción.

Debido a la importancia que tienen los materiales metálicos dentro de nuestro medio, así como a su amplia aplicación en ingeniería, es necesario poder relacionar sus propiedades con el tipo de estructura que poseen, esto, conduce a la necesidad de estudiarlos desde un punto de vista microscópico. Para conocer la estructura elemental de los metales, se analizan los diferentes tipos de celdas unitarias que se presentan en estado sólido y que dan origen al tipo de estructura que posee cada uno de ellos.

Los metales se encuentran en el medio ambiente en estado sólido y están formados por una infinidad de cristales muy pequeños, por consiguiente se denominan metales policristalinos.

A continuación se analizan los diferentes tipos de estructuras cristalinas que existen en los materiales metálicos.

2.2. Celdas unitarias.

La celda unitaria de una estructura cristalina es el grupo más pequeño de átomos colocados en un arreglo geométrico tridimensional, cuya repetición a lo largo de tres ejes forman en el espacio un arreglo llamado grano; estos a su vez forman en conjunto la red cristalina.

El arreglo geométrico que presentan los átomos en el espacio puede llevarse a cabo en siete sistemas cristalinos que son:

- a) Cúbico.
- b) Tetragonal.
- c) Hexagonal.
- d) Rómbico.
- e) Ortorrómbico.
- f) Monoclínico.
- g) Triclínico.

De los arreglos geométricos anteriormente citados, los que con mayor frecuencia se presentan en los metales más utilizados en la ingeniería son: el sistema cúbico y el sistema hexagonal.

Dentro del sistema cúbico se tienen dos tipos de celdas que son:

- Celda cúbica centrada en el cuerpo, denotada por las siglas BCC.
- Celda cúbica centrada en las caras, denotada por las siglas FCC.

2.2.1. Celda unitaria cúbica centrada en el cuerpo.

La celda cúbica centrada en el cuerpo o celda BCC se muestra en la figura 2.1. Con objeto de comprender la estructura y forma de la celda BCC, se considera que los vértices del cubo coinciden con los núcleos de los correspondientes 8 átomos vecinos a cada cubo considerado por separado.

La explicación gráfica se ilustra en la figura 2.1, como se observa, la figura 2.1 (b) está desplazada hacia la derecha entendiéndose que ésta pertenece a la red cristalina de la figura 2.1 (a).

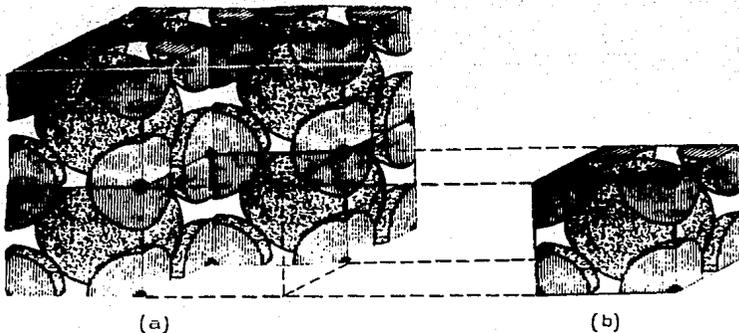


Fig. 2.1 Celda BCC.

La celda BCC es de menor densidad en comparación con la celda FCC (2.2.4) lo cual puede comprobarse obteniendo el número de átomos por celda unitaria.

Para comprender que el número de átomos que contiene una celda unitaria del tipo BCC es de "DOS", se tomó la siguiente consideración. Se tiene un átomo completo en el centro de la celda, además se tienen 8 vértices en el cubo y en cada vértice, se encuentra alojado una octava parte de átomo. Si se suman las fracciones de átomo alojados en cada una de las aristas suman un átomo, que agregado al anterior da como resultado DOS átomos, es decir, se tienen DOS átomos que son los que posee la celda unitaria cúbica de cuerpo centrado, esta celda unitaria cuando se repite en todas direcciones pasa a formar un grano.

2.2.2. Celda unitaria cúbica centrada en las caras.

Como se mencionó en la sección anterior, la densidad de ésta celda, es mayor que la densidad de la celda BCC, como se comprueba en la sección 2.2.4. La forma que guarda la celda unitaria FCC se representa en la figura 2.2.

Con objeto de comprender la estructura y forma de la celda FCC, se considera que los vértices del cubo coinciden con los núcleos de los correspondientes 8 átomos vecinos a cada celda cúbica considerada por separado. Así mismo debido al arreglo que los átomos presentan en el espacio, se considera que cada una de las caras del cubo que forman la celda FCC, divide en dos partes iguales a cada átomo que se intersecta con cada una de las caras del cubo, como se explica gráficamente en la figura 2.2 (a) y 2.2 (b).

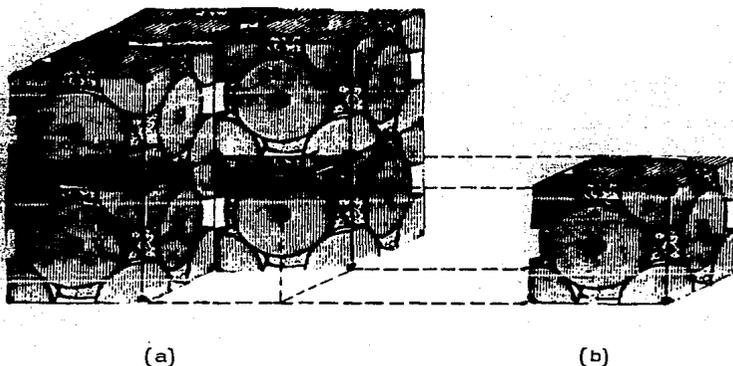


Fig. 2.2 Celda FCC.

La celda unitaria cúbica centrada en las caras, se caracteriza por contener cuatro átomos. La celda unitaria FCC, al igual que la celda unitaria BCC, tiene ocho aristas y en cada una está presente una octava parte de átomo, por consiguiente suman un átomo, además, cada cara del cubo contiene medio átomo que sumados entre si forman tres átomos. Estos últimos sumados al anterior da un total de cuatro átomos.

2.2.3. Celda hexagonal compacta.

La estructura de esta celda se representa en la figura 2.3, como se muestra, en lugar de tres ejes X, Y, Z; se utilizan cuatro ejes, de los cuales tres están en el plano horizontal "X", "Y", llamados a_1 , a_2 , a_3 formando ángulos de 120° entre sí, el cuarto eje se localiza en la dirección "Z" y está denotado por la letra c. Al incluir un eje más se facilita el observar las relaciones entre planos semejantes en la estructura hexagonal. La estructura de la celda hexagonal compacta se caracteriza por el hecho de contener seis átomos, los cuales se encuentran -

distribuidos de la siguiente manera.

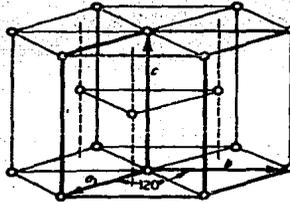


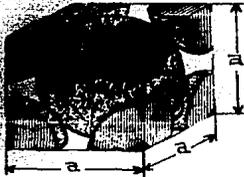
Fig. 2.3 Celda HCP

En la parte superior de la celda se tienen seis aristas, y cada arista contiene $1/6$ parte de átomo, ya que las otras $5/6$ partes del átomo pertenecen a las celdas vecinas; por lo tanto sumando las fracciones de átomo de cada una de las aristas de la parte superior nos da un átomo.

En forma análoga, esto se repite en la cara inferior de la celda y como resultado se tiene un átomo más.

Ahora bien la celda hexagonal compacta, contiene medio átomo en la cara superior, y medio átomo en la cara inferior, por lo tanto se cuenta un átomo más. Por último se tienen situados tres átomos entre las caras superior e inferior, totalmente dentro de los límites de la celda HCP. Si se suman los átomos anteriormente citados da como resultado seis átomos como se había manifestado.

2.2.4. Cálculo de volúmen ocupado por la celda BCC, en comparación con el volúmen ocupado por los átomos de la celda BCC.



$$\text{Vol. celda} = a^3$$

$$4r = a\sqrt{3}$$

$$a = \frac{4r}{\sqrt{3}} = \frac{4r}{1.73} = 2.309r$$

$$a = 2.309 r$$

$$\text{Para la celda BCC } r = 1.24 \text{ \AA}$$

$$\therefore a = 2.309 (1.24) \text{ \AA}$$

$$\underline{\underline{a = 2.863 \text{ \AA}}}$$

$$\therefore \text{Vol. celda} = a^3 = (2.863)^3 \text{ \AA}^3$$

$$\text{Vol. celda} = 23.468 \text{ \AA}^3$$

comparando el volúmen ocupado por la celda y el volúmen ocupado por los átomos dentro de la celda BCC se tiene lo siguiente:

$$23.468 \text{ \AA}^3 = 100$$

$$15.96 \text{ \AA}^3 = x$$

$$\therefore x = \frac{15.96 \text{ \AA}^3 \times 100}{23.468 \text{ \AA}^3} = 68\%$$

$$100\% - 68\% = 32\%$$

espacio vacío

$$\text{Vol. átomo} = \frac{4}{3} \pi r^3$$

$$\text{Vol. átomo} = \frac{4}{3} \pi (1.24)^3 \text{ \AA}^3$$

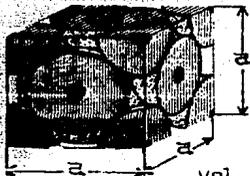
$$\text{Vol. átomo} = 7.98 \text{ \AA}^3$$

como la celda BCC contiene dos átomos se multiplica por 2.

$$\therefore \text{Vol. átomos} = 7.98 \text{ \AA}^3 \times 2 =$$

$$\text{Vol. átomos} = 15.96 \text{ \AA}^3$$

2.2.4 Cálculo de volumen ocupado por la celda FCC, en comparación con el volumen ocupado por los átomos de la celda FCC.



$$\text{Vol. celda} = a^3$$

$$\text{Vol. átomo} = \frac{4}{3} \pi r^3$$

$$4r = a \sqrt{2}$$

$$\text{Vol. átomo} = 1.333 \pi (1.27)^3 \text{ \AA}^3$$

$$a = \frac{4r}{\sqrt{2}} = \frac{4r}{1.41} = 2.828 r$$

$$\text{Vol. átomo} = 8.58 \text{ \AA}^3$$

$$a = 2.828 r$$

como la celda FCC contiene cuatro átomos se multiplica por 4.

$$\text{Para la celda FCC } r = 1.27 \text{ \AA}$$

$$\text{Vol. átomos} = 8.58 \text{ \AA}^3 \times 4$$

$$\therefore a = 2.828 (1.27 \text{ \AA})$$

$$\text{Vol. átomos} = 34.32 \text{ \AA}^3$$

$$a = 3.591 \text{ \AA}$$

$$\therefore \text{Vol. celda} = a^3 = (3.591)^3 \text{ \AA}^3$$

$$\text{Vol. celda} = 46.32 \text{ \AA}^3$$

Comparando el volumen ocupado por la celda y el volumen ocupado por los átomos dentro de la celda FCC se tiene lo siguiente:

$$46.32 \text{ \AA}^3 \text{ ————— } 100\%$$

$$34.32 \text{ \AA}^3 \text{ ————— } x$$

$$x = \frac{34.32 \text{ \AA}^3 \times 100}{46.32 \text{ \AA}^3} = 75\%$$

$$100\% - 75\% = 25\% \quad \text{espacio vacío}$$

Comparando el espacio vacío de la celda BCC y FCC se tiene que los átomos de la celda FCC ocupan mayor volumen, por consiguiente es de mayor densidad.

Conforme se avanza en el estudio de las celdas unitarias, es necesario emplear una nomenclatura adecuada para describir la orientación - en el espacio de las direcciones y planos en una celda con dimensiones unitarias.

2.3. Direcciones cristalinas.

Una dirección cristalina se puede ver como un vector que parte del origen $0, 0, 0$, a cualquier parte de una celda unitaria, como se representa esquemáticamente en la figura 2.4, como ejemplo se tiene el vector "b" que se desplaza desde la posición $0, 0, 0$, a la posición $1, 1, 1$. La posición está definida como cualquier punto de coordenadas x, y, z , que se encuentra dentro de los límites de la celda unitaria.

Una dirección cristalina de una estructura cúbica se denota por medio de tres dígitos, los cuales se obtienen por medio de las proyecciones a lo largo de los ejes x, y, z del rayo que indica la dirección, y se representa por medio de paréntesis cuadrados que encierran a los tres dígitos.

Los dígitos para cualquier dirección se dan siempre en dimensiones de la celda unitaria, así por ejemplo la dirección $[111]$ va de la posición $0, 0, 0$, a la posición $1, 1, 1$.

Ya que se habla de posición y de dirección la diferencia que existe, es que la posición es un punto determinado de la celda, y la dirección es un rayo que parte del origen a la posición señalada, así por ejemplo la figura 2.4 muestra la posición $1, 1, 1$, y la dirección $[111]$.

Fig. 2.4

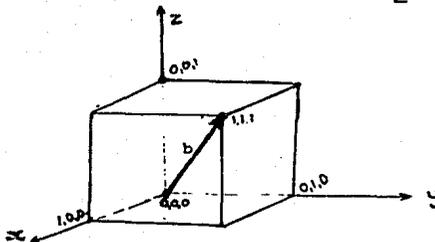


Fig. 2.4 Dirección del vector "b"

La posición se expresa de acuerdo a los ejes X, Y, Z, así por ejemplo la posición "A" 0, 0, 1, se muestra en dirección del eje Z a partir del punto de origen y tomando como base la celda unitaria.

También existen índices negativos, que pasan a formar parte de una familia de direcciones. Estos índices negativos se refieren a la prolongación de los ejes de la celda pero en sentido contrario al que comúnmente tomamos como positivo. Un ejemplo de dirección negativa se muestra en la figura 2.5 marcado con la letra "h" el dígito negativo se representa por medio de un guión encima del dígito que corresponde, en este caso es de la dirección " y ".

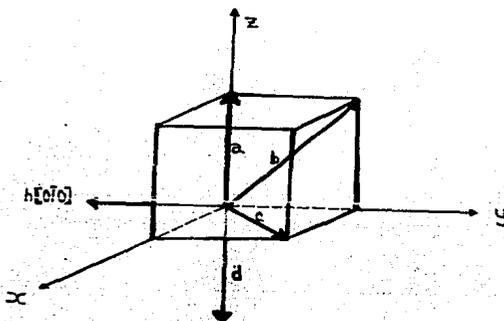


Fig. 2.5 Direcciones cristalinicas (a,b,c,d,h)

En la misma figura se marcan algunos ejemplos de direcciones cristalinicas.

La flecha a tiene una dirección $[0\ 0\ 1]$

La flecha b tiene una dirección $[0\ 1\ 1]$

La flecha c tiene una dirección $[1\ 1\ 0]$

La flecha d tiene una dirección $[0\ 0\ \bar{1}]$

Con frecuencia se requiere especificar un conjunto de direcciones que estan relacionadas unas con otras tales como $[0\ 1\ 1]$, $[1\ 0\ 1]$. --

$[1\ 1\ 0]$. La relación que existe entre estas direcciones es que van a la diagonal de las caras de la celda, este conjunto de direcciones da como resultado la formación de familias de direcciones.

2.3.1 Familias de direcciones.

Estas se representan entre paréntesis angulares, así por ejemplo la familia $\langle 1\ 1\ 1 \rangle$ está constituida de la siguiente manera.

$$\langle 1\ 1\ 1 \rangle = \begin{matrix} [1\ 1\ 1] & [\bar{1}\ 1\ \bar{1}] & [1\ \bar{1}\ 1] & [\bar{1}\ \bar{1}\ 1] \\ [\bar{1}\ \bar{1}\ \bar{1}] & [\bar{1}\ \bar{1}\ 1] & [1\ 1\ \bar{1}] & [1\ \bar{1}\ \bar{1}] \end{matrix}$$

2.4 Planos cristalinos.

Como su nombre lo indica son planos que están contenidos en la celda unitaria, los planos cristalinos de la red más fácilmente visibles, son aquellos que dan forma a la celda unitaria, como son las caras del cubo mostrado en la figura 2.6.

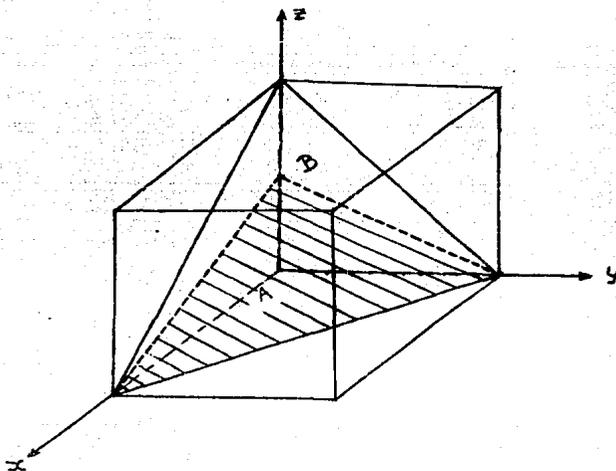


Fig. 2.6 Planos AyB

En esta figura también se muestran algunos de los múltiples planos que se pueden obtener en la celda unitaria, y que están representados - como los planos A, B. Los planos se representan por medio de tres dígitos encerrados entre paréntesis redondos y, sin comas. A los números - que se encuentran dentro de los paréntesis se les llama índices de Miller y se representan por $(h k l)$ y la forma de obtenerlos es la siguiente:

- 1.- Se obtiene la intersección del plano $(h k l)$ con los ejes X, Y, Z.
- 2.- Se obtiene el recíproco de dicha intersección.
- 3.- Al resultado se le llama índices de Miller.
- 4.- En caso de que al obtener el recíproco de la intersección existan - fracciones, éstas se convertirán a números enteros, así por ejemplo en el caso de el plano A mostrado en la figura 2.6, se obtuvo siguiendo el orden que a continuación se enumera.

- Paso número uno:

Encontrar intersección del plano con el eje X $\therefore X = 1 = h$

Encontrar intersección del plano con el eje Y $\therefore Y = 1 = k$

Encontrar intersección del plano con el eje Z $\therefore Z = 1/2 = l$

Por lo tanto el plano es el siguiente A $(1 1 1/2)$

- Paso número dos:

Se obtiene el recíproco $\therefore A (112)$ que es el plano A de la fig. 2.6.

2.4.1. Familias de planos.

Así como se utilizaron paréntesis agudos para señalar una familia de direcciones, en las familias de los planos se utilizan las llamadas llaves para representar dicho grupo, así por ejemplo la familia de los planos que forman las caras del cubo es la siguiente:

$$\left\{ 1 0 0 \right\} = \begin{matrix} (1 0 0) & (0 1 0) & (0 0 1) \\ (\bar{1} 0 0) & (0 \bar{1} 0) & (0 0 \bar{1}) \end{matrix}$$

Cada cara es idéntica, excepto por la posición de los ejes y por - las direcciones.

CAPITULO No. 3 " FASES Y DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO "

3.1. Introducción.

La fase se define como un agregado homogéneo de materia, y ésta puede existir en estado sólido, líquido o gaseoso.

El agua pasa a formar el ejemplo más sencillo que se tiene para -- mostrar las distintas fases que existen. Bajo condiciones de presión -- atmosférica sobre el nivel del mar, se observa que el agua se encuen-- tra en la fase líquida desde 0°C hasta 100°C. A temperaturas menores -- de 0°C el agua se encuentra en estado sólido en forma de hielo, y a tem-- peraturas mayores de 100°C se encuentra en estado gaseoso en forma de -- vapor.

En el caso de los materiales de mayor uso en ingeniería, éstos nor-- malmente se encuentran en estado sólido, el cual constituye una fase es-- table a temperatura ambiente.

Si un material metálico se encuentra en estado sólido y se calien-- ta bajo condiciones de equilibrio ++, eventualmente éste alcanzará una temperatura a la que cambiará de la fase sólida a la fase líquida. La temperatura a la que ocurre este cambio de fase se conoce como tempera-- tura de fusión.

++ En condiciones de equilibrio, todos los materiales exhiben un -- punto definido de fusión o congelación. El término en condiciones de -- equilibrio implica condiciones de calentamiento y enfriamiento extrema-- damente lentos.

3.2. Fases en los metales.

En general todos los materiales metálicos se encuentran en estado sólido a temperatura ambiente, y en estado líquido a altas temperaturas. El cambio de fase sólida en fase líquida define el punto de fusión del material metálico, y éste se obtiene con el calentamiento desde la temperatura ambiente. El punto de fusión es diferente para cada material

metálico, así por ejemplo, el plomo se funde a 327°C, mientras que el níquel se funde a 1455°C. La tabla 3.1 muestra las temperaturas de fusión de algunos elementos.

TABLA 3.1. ++ Temperaturas de fusión de algunos elementos.

Aluminio	660°C
Antimonio	630°C
Carbono	3,704°C
Cobalto	1,495°C
Cobre	1,082°C
Cromo	1,843°C
Estaño	231°C
Hierro	1,538°C
Magnesio	650°C
Manganeso	1,245°C
Molibdeno	2,621°C
Níquel	1,455°C
Oro	1,063°C
Plata	960°C
Platino	1,773°C
Plomo	327°C
Silicio	1,429°C
Tungsteno	3,399°C
Vanadio	1,900°C
Zinc	419°C

++ Marks manual de ingeniería mecánica.

Cuando un material metálico solidifica mediante la disipación de calor desde el estado líquido formará un sólido cristalino, este proceso se presenta a una temperatura fija llamada punto de solidificación. Prácticamente se considera que el punto de solidificación y el punto de

fusión de un metal es el mismo. siempre y cuando el enfriamiento y el calentamiento respectivamente, se realicen bajo condiciones de equilibrio, es decir, muy lentamente.

La figura 3.2. ilustra la curva típica de enfriamiento de un metal puro.

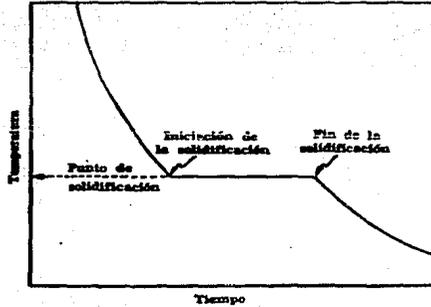


Fig.3.2. Curva típica de enfriamiento de un metal puro

Existen varios tipos de estructuras en las que puede cristalizar un material metálico durante la solidificación; sin embargo las estructuras que comúnmente se encuentran son BCC, FCC, HCP (capítulo dos).

Normalmente en la práctica no se usan los metales en su forma pura, excepto cuando se requiere alta conductividad, o alta ductilidad, en donde estas propiedades tienen su valor máximo en los metales puros. Las propiedades mecánicas como son, dureza, resistencia a la tensión, resistencia a la cedencia, tenacidad entre otras, mejoran con la aleación.

3.3. Formación de una aleación.

Una aleación se define como una combinación de dos o más elementos metálicos, o bien, como una substancia con propiedades metálicas y compuesta por dos o más elementos químicos de los cuales por lo menos uno es un metal elemental.

Las aleaciones pueden ser de una sola fase o también pueden ser una combinación de varias fases. Una aleación se obtiene cuando dos metales se mezclan entre sí en el estado líquido formando una solución homogénea. Cuando la aleación solidifica, la solubilidad que prevalecía en el estado líquido, puede retenerse ya sea parcial o completamente en el estado sólido, dando lugar a lo que se llama solución sólida.

3.4. Soluciones sólidas.

Una solución sólida se forma cuando dos metales que son mutuamente solubles en estado líquido permanecen disueltos en estado sólido. Para que un metal pueda disolverse en otro y formar una solución sólida, los átomos del soluto deben de adaptarse de alguna manera a la estructura reticular de los átomos del solvente, esto puede lograrse mediante la formación de una solución sólida sustitucional o una solución sólida intersticial.

3.4.1. Solución sólida sustitucional.

La solución sólida sustitucional ocurre por una sustitución directa de los átomos del elemento de aleación por átomos del metal base. La figura 3.3 (a) presenta esquemáticamente una muestra conteniendo únicamente átomos de cobre en la que no ha ocurrido la sustitución de átomos de níquel. La figura 3.3 (b) presenta esquemáticamente una muestra de átomos de níquel y cobre, en esta última figura los átomos de níquel — han pasado a ocupar lugares que pertenecían a átomos de cobre, habiéndose efectuado la solución sólida sustitucional.

El ejemplo más claro que se tiene para la solución sólida sustitucional es la aleación cobre-níquel. Los átomos de cada uno de estos — elementos tienen un diámetro atómico prácticamente igual. Un átomo de un cristal de cobre puro tiene un diámetro atómico aproximadamente igual

3.4.2. Solución sólida intersticial.

Esta es formada cuando los átomos de pequeños radios atómicos del elemento aleante se acomodan en los espacios o intersticios de la estructura del solvente o estructura base.

Para que la penetración de átomos del elemento se lleve a cabo, es necesario que los átomos del soluto sean pequeños en relación a los átomos del solvente. Los átomos con radios atómicos menores a 1 \AA (un angstrom), tendrán posibilidades de formar soluciones sólidas intersticiales. Entre ellos se encuentran el hidrógeno, el boro, el carbono, nitrógeno y oxígeno, que debido a su tamaño tan pequeño se disuelven con mayor facilidad en el metal base. La figura 3.4 presenta esquemáticamente una muestra conteniendo átomos de carbono entre los espacios intersticiales que forman los átomos de hierro en la estructura base.

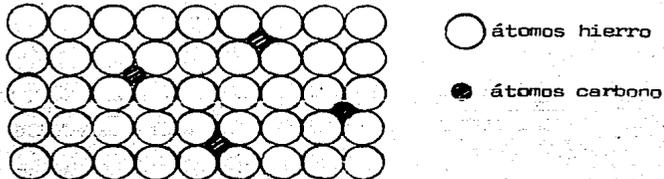


Fig. 3.4 Solución sólida intersticial

3.5. Diagramas de equilibrio.

Los diagramas de equilibrio o diagramas de fase binario son una herramienta para el estudio de las aleaciones. En los diagramas de equilibrio binario se muestran las interrelaciones entre las fases, la temperatura y la composición en un sistema de aleación bajo condiciones de equilibrio.

Con la ayuda del diagrama de equilibrio se puede determinar la estructura de una aleación dada a una temperatura definida siempre y cuando esta aleación pueda alcanzar su equilibrio.

Uno de los aspectos más importantes, radica en el hecho de saber -- interpretar los diagramas de equilibrio binarios; estos diagramas se -- consideran como un mapa en los que se definen las regiones de estabilidad de las diversas fases que pueden ocurrir en un sistema de aleación.

En el caso de un metal puro, éste completará su solidificación sin cambio de temperatura (fig. 3.2), mientras que una aleación se solidificará recorriendo una gama de temperaturas, que dependerá de la composición de la aleación.

Los sistemas de aleación monofásicos que no cambian su estructura cristalina con la variación de la temperatura son el tipo más sencillo para su estudio. Estos sistemas de aleación tienen presentes dos regiones monofásicas, a saber, líquida y sólida; y una región de transición bifásica que es la zona líquido + sólido.

El sistema de aleación cobre-níquel representado en la figura 3.5 da el ejemplo de un sistema de aleación monofásica. Este diagrama de -- equilibrio binario se compone de una región de fase líquida, una de fase sólida y una región de transición líquido más sólido. La línea que divide la fase líquida con la región líquido + sólido se llama línea de liquidus y la línea que divide la fase sólida con la región líquido+sólido se llama línea de sólidos.

Por encima de la línea de liquidus se encuentra la región de fase de líquido estable y por debajo de la línea de sólidos se encuentra la región de fase de sólido estable.

Para determinar la línea de liquidus y la línea de sólidos en un -- sistema de aleaciones, considerense por ejemplo varias aleaciones de -- composición diferente que contienen dos metales, a decir, A y B que forman una serie de composiciones sólidas. Para composiciones sucesivas -- que contienen cantidades menores de metal A la solidificación comienza en a_1, a_2, a_3 , etc. y termina en b_1, b_2, b_3 , etc. como se muestra en --

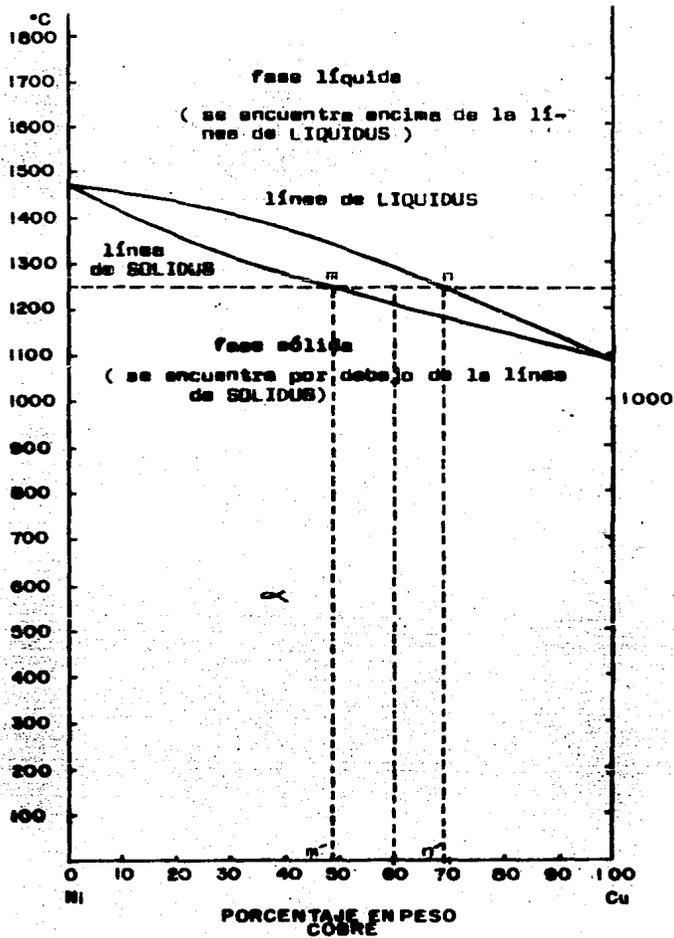


Fig. 3.5 DIAGRAMA DE EQUILIBRIO BINARIO COBRE-NIQUEL

la figura 3.6. Así pues si unimos todos los puntos a_1, a_2, a_3 , etc. se obtiene la curva llamada líquidus, que indica la temperatura a la cual comienza a solidificar una aleación dada. En forma análoga si se unen los puntos b_1, b_2, b_3 , etc. se tendrá la línea llamada sólidus que indica la finalización de la solidificación en la aleación dada.

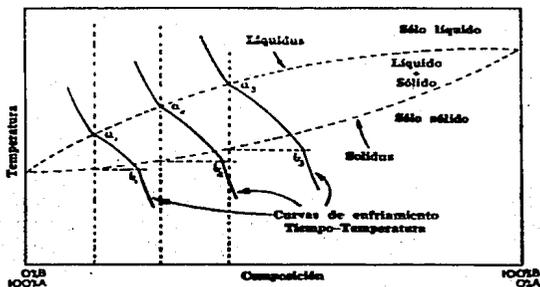


Fig. 3.6 Construcción de un diagrama de equilibrio del tipo de solución sólida, utilizando curvas de enfriamiento

3.5.1. Determinación de la composición química en la aleación.

Para determinar la composición química de las fases a cualquier temperatura en una región bifásica, se traza la línea horizontal m-n (como la que se tiene representada en la figura 3.7) y que intersecciona las fronteras de la región bifásica en los puntos m y n. Estos puntos de intersección se trasladan con una línea vertical bajada desde el punto m y n hasta el eje de las abscisas generando los puntos m' y n' señalados en la figura 3.5. La intersección del punto m señala la composición de la fase sólida (48% Cu - 52% Ni) y la intersección del punto n' señala la composición de la fase líquida (68% Cu - 32% Ni).

3.5.2. Determinación de las cantidades relativas de una aleación.

Regla de la palanca: Para determinar las cantidades relativas de las dos fases en equilibrio a cualquier temperatura en una región bifásica se traza una línea vertical que representa la aleación, en este caso 60% Cu - 40% Ni, y una línea horizontal, que corresponde a la temperatura de 1250°C dentro de la región bifásica como se muestra en la figura 3.7.

La línea vertical divide a la línea horizontal en la región bifásica en dos partes cuyas longitudes son inversamente proporcional a la cantidad de fases presentes. El punto de la intersección entre la línea vertical y horizontal (z), se considera como un eje de oscilación de un sistema de palanca, así el método más sencillo para conocer la cantidad relativa de uno y otro elemento es aplicando la regla de la palanca. La cantidad relativa en porcentaje de cada una de las fases, se determina auxiliándose por los segmentos a, b, y l. En base a éstos segmentos y de acuerdo con la regla de la palanca; se obtiene la siguiente relación:

$$\text{Porcentaje de líquido} = \frac{b}{l} \times 100$$

$$\text{Porcentaje de sólido} = \frac{a}{l} \times 100$$

Sustituyendo los índices marcados se obtiene lo siguiente:

$$\% \text{ Fase sólida} = \frac{z - n}{m - n} \times 100$$

Sustituyendo valores

$$\frac{(60 - 72)}{48 - 72} \times 100 = - \frac{(12)}{(24)} \times 100 = 0.50 \times 100 = 50\% \text{ peso}$$

$$\% \text{ Fase líquida} = \frac{m - z}{m - n} \times 100$$

Sustituyendo valores

$$\frac{(48 - 60)}{(48 - 72)} \times 100 = - \frac{12}{24} \times 100 = \frac{12}{24} \times 100 = 50 \times 100 = 50\% \text{ peso.}$$

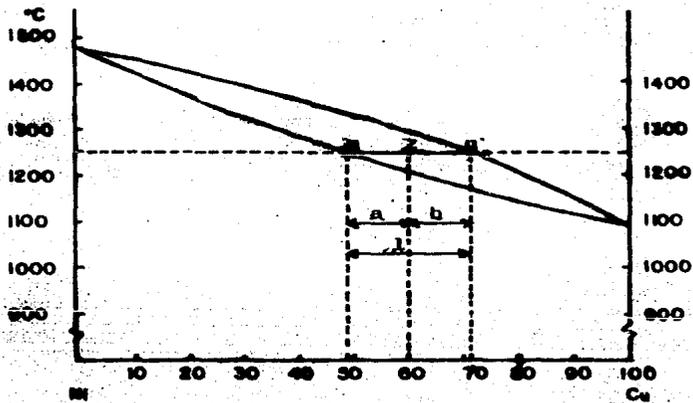


Fig. 3.7 Aplicación gráfica regla de la palanca

El diagrama de equilibrio es en realidad un diagrama que muestra la relación entre la composición, temperatura y estructura de una aleación cualquiera.

Los tipos básicos del sistema de equilibrio que se conocen son los siguientes:

- I.- Caso en que dos metales que son mutuamente solubles en todas proporciones en el estado líquido, se vuelven completamente insolubles en el estado sólido (ejemplo se tiene el diagrama de equilibrio Bismuto-Cadmio).
- II.- Caso en que dos metales que son mutuamente solubles en todas proporciones en el estado líquido, permanecen mutuamente solubles en el estado sólido (Ej. el diagrama de equilibrio cobre-níquel).
- III.- Caso en que dos metales que son mutuamente solubles en todas las proporciones en el estado líquido, son parcialmente solubles solamente en el estado sólido (Ej. diagrama de equilibrio plomo-estaño).
- IV.- Caso en el que el sistema contiene una o más fases intermedias -- (Ej. diagrama de equilibrio cobre-zinc).

De los casos anteriormente enunciados, solo se analizará el tercer caso por tener relación directa con el diagrama de equilibrio binario hierro-carbono. (capítulo 4).

CAPITULO 4 " DIAGRAMA HIERRO - CARBURO DE HIERRO "

4.1. El hierro puro y sus propiedades.

El hierro en combinación con el carbono en porcentajes apropiados forma la gama de todos los aceros y los hierros fundidos que son materiales de gran aplicación industrial. En esta sección se considera -- únicamente al hierro en su forma pura, es decir, sin elemento aleante alguno.

El hierro puro es un metal de color blanco plateado, en su forma más pura puede obtenerse conteniendo 99.99% de Fe; y que tiene una temperatura de fusión de 1 539°C.

El hierro por ser alotrópico se presenta en tres fases:

- a) Hierro alfa.
- b) Hierro gamma.
- c) Hierro delta.

La fase alfa del hierro es estable en el rango de temperaturas de 20°C a 910°C, el hierro alfa o ferrita a temperaturas menores de 768°C, es ferromagnético; una vez que se rebasa la temperatura de 768°C pierde sus propiedades magnéticas, dando origen a que en el intervalo de temperaturas entre 768°C y 910°C sea paramagnético; en su estado más puro es bastante blando y dúctil.

La segunda fase que presenta el hierro en estado sólido es la llamada fase gamma que también recibe el nombre de austenita, ésta se encuentra en el rango de temperaturas de 910°C a 1 394°C, y es inestable a temperatura ambiente. El hierro gamma es blando y dúctil y adecuado para los procesos de fabricación, además, no es magnético.

Con el calentamiento el hierro vuelve a cambiar de fase sólida gamma a fase sólida delta a la temperatura de 1 394°C, en este punto crítico la fase sólida gamma se transforma en fase sólida delta, la cual -

se mantiene hasta que alcanza la temperatura de 1539°C. Una vez que se ha rebasado el límite de temperatura para la estabilidad de la fase delta, el hierro se funde para pasar del estado sólido al líquido.

4.1.1. Temperaturas críticas del hierro puro.

Estas se presentan en el punto de transformación o cambio de fase, que puede ser durante el enfriamiento o calentamiento, así por ejemplo: Si se deja enfriar lentamente una probeta de hierro desde el estado líquido, se observa que el hierro puro solidifica en diferentes estructuras cristalinas según decrece la temperatura como se ilustra en la figura 4.1.

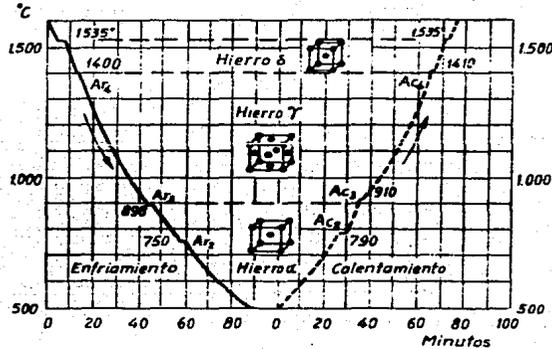


Fig. 4.1 Curvas de enfriamiento y calentamiento del hierro puro.

A 1539°C solidifica instantáneamente en hierro delta, al continuar descendiendo la temperatura, a 1400°C ocurre la transformación de hierro delta en hierro gamma que permanece estable hasta 898°C.

Durante el enfriamiento en condiciones de equilibrio, la probeta de hierro cruza la línea de temperatura a 898°C, en este punto el hi-

ro puro vuelve a cambiar de fase, es decir, de estructura FCC a BCC, - que se mantiene estable hasta la temperatura ambiente, en este último - rango existe la temperatura crítica de 750°C, en donde el hierro puro - adquiere la propiedad magnética que se mantiene desde esta temperatura hasta la temperatura ambiente.

Cuando el proceso es inverso, es decir, se calienta el hierro desde temperatura ambiente hasta 1550°C (líquido), los cambios que experimenta el hierro son en forma muy parecida a los que experimenta durante el enfriamiento pero a temperatura diferente como a continuación se explica.

De acuerdo con la curva de calentamiento de la figura 4.1 el hierro alfa se mantiene estable desde la temperatura ambiente hasta 910°C con estructura BCC, a la temperatura de 790°C, el hierro alfa deja de ser magnético, es decir, pierde sus propiedades magnéticas.

Cuando rebasa la temperatura de 910°C, el hierro puro se transforma de estructura BCC a FCC y se mantiene estable hasta que alcanza la temperatura de 1410°C, donde se registra el último cambio de estado sólido de estructura BCC a FCC antes de fundirse a 1539°C.

Los puntos de temperatura en que ocurren las transformaciones durante el enfriamiento se llaman temperaturas críticas y se denotan por Ar_4 , Ar_3 , Ar_2 , así mismo si el cambio de fase ocurre durante el calentamiento, estas temperaturas críticas se denotan por Ac_2 , Ac_3 , Ac_4 . La diferencia de temperaturas que existen entre el cambio de fase, por ejemplo: hierro α \rightleftharpoons hierro δ ($Ar_3=898^\circ\text{C}$ y $Ac_3=910^\circ\text{C}$) se debe a la resistencia que oponen los sistemas cristalinos a la transformación. Este intervalo se hace cada vez más pequeño, conforme la velocidad de enfriamiento y de calentamiento se acerca a las condiciones de equilibrio, es decir, se realiza muy lentamente.

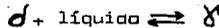
4.2. Diagrama de equilibrio. Hierro-carburo de hierro ($\text{Fe-Fe}_3\text{C}$).

Este representa la herramienta fundamental para el estudio de los aceros. El diagrama hierro-carburo de hierro es un diagrama de aleación binaria, en donde el soluto es el carbono el cual alcanza un 6.67% de contenido en la aleación. Dicho diagrama es de los más importantes y de los más utilizados en la industria porque constituye la base para la producción del acero, en él se representan los cambios de fase que ocurren en estado sólido durante las transformaciones que tiene el acero al variar la temperatura.

El diagrama hierro-carburo de hierro se caracteriza por contener tres puntos importantes que son: peritético, eutéctico y eutectoide, marcados con las letras P, E₁ y E en la figura 4.2.

Punto peritético: En la parte superior izquierda del diagrama hierro-carburo de hierro, se muestra un círculo punteado dentro del cual está el área donde se encuentra el punto peritético que se muestra ampliada en la figura 4.3. El punto peritético se encuentra localizado a la temperatura de 1495°C con una composición de 0.16% de C., y se denota con la letra "P", este es el punto en el cual se sucede la reacción peritética que involucra el cambio de fase delta + líquida en austenita, cuando se enfría el material en condiciones de equilibrio.

La reacción se representa como sigue:



El doble sentido de las flechas indica que la transformación se presenta durante el enfriamiento o bien durante el calentamiento a temperatura de 1495°C.

El área comprendida entre las líneas AN, MN, y AM: corresponde a la región de fase sólida delta, lo que indica que la solubilidad máxima de carbono que puede admitir el hierro delta es del 0.09% (punto M), a

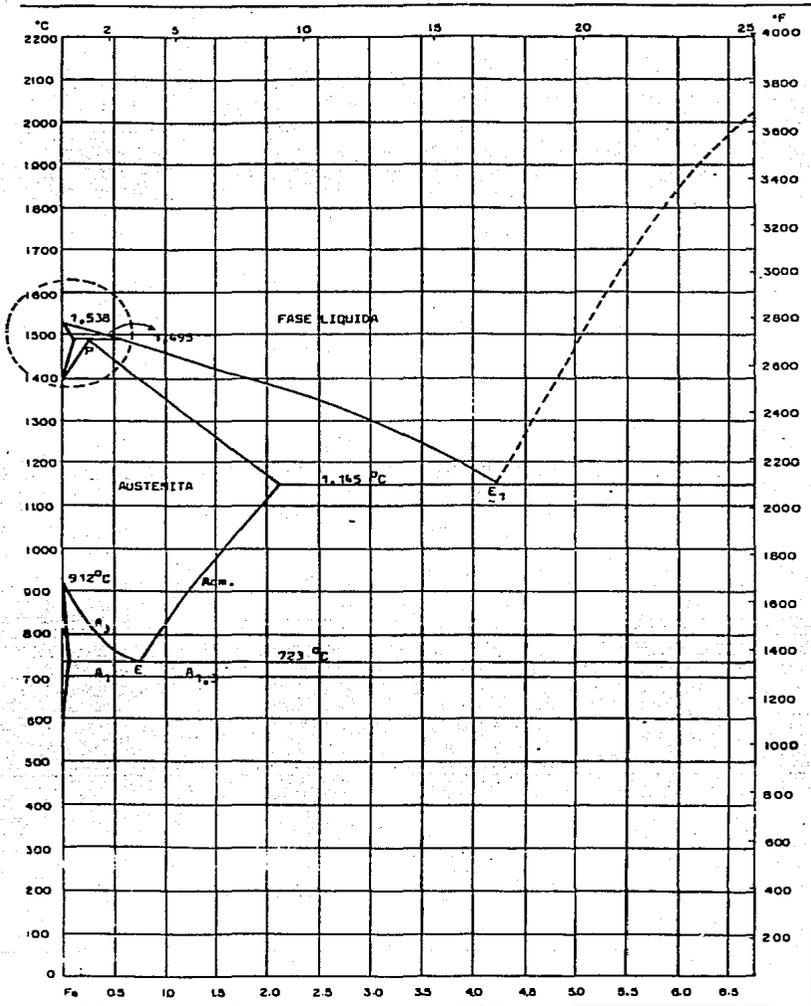


Fig. 4.2 DIAGRAMA HIERRO-CARBURO DE HIERRO

la temperatura de 1495°C.

El área comprendida entre las líneas AB, AM, MB, muestra la región bifásica líquido + delta, por lo tanto, cualquier aleación que contiene más del 0.53% de C, no presenta la reacción peritética y solidifica directamente en austenita.

Punto Eutético: Según se muestra en el diagrama, el punto eutético se localiza a 1145°C con un contenido de carbono de 4.3%, siendo éste el punto de transformación de la fase líquida en las fases sólidas austenita + cementita ($\delta + Fe_3C$). Una de las características que presenta la aleación de composición eutética, es que a una temperatura -- apenas por encima de 1145°C se obtiene la fase estable líquida y que a una temperatura apenas por debajo pero muy cercana a 1145°C, se observa que la transformación que se obtiene es en estado sólido y está formada por austenita + cementita, esta reacción se expresa de la siguiente -- forma.



El sistema de aleación de composición eutética marca la división para clasificar a los hierros fundidos de bajo y alto contenido de carbono, en otras palabras, aquellas aleaciones que contienen más del 2.11% de C y menos del 4.3% de C, se consideran como hierros fundidos hipoeutéticos y aquellas aleaciones que contienen más del 4.3% y menos del 6.67% de C, se conocen como hierros fundidos hipereutéticos.

Punto Eutectoide: Es el de mayor importancia para el estudio de -- los aceros debido a que éste se considera para clasificar a los aceros de bajo y alto contenido de carbono. Dicho punto se localiza a una temperatura de 723°C y una composición de 0.8% de C. El eutectoide es el punto en que ocurre la transformación de austenita en perlita, reacción que se expresa de la siguiente forma.



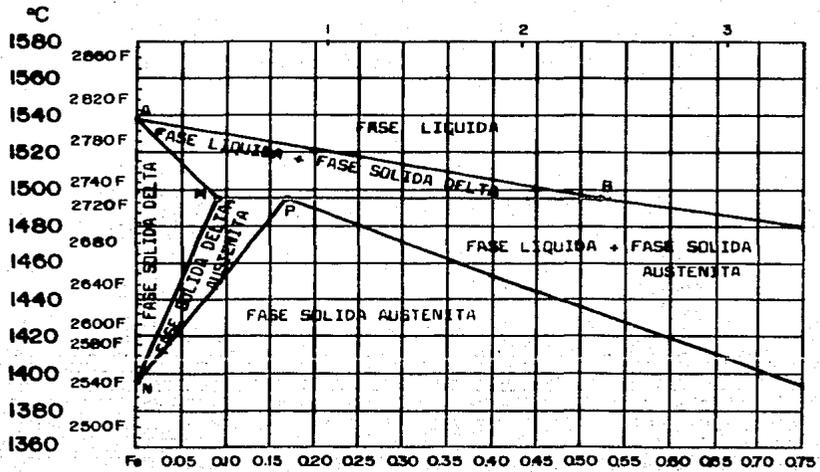


FIG. 4.3 PORCENTAJE DE CARBONO POR PESO

Los aceros cuyo contenido de carbono es menor de 0.8%, se conocen como aceros hipoeutectoides, y los aceros cuyo contenido es mayor de 0.8% y menor de 2.11% de C, se conocen como aceros hipereutectoides.

Temperaturas críticas en los aceros; Las líneas de temperatura crítica se muestran en la figura 4.4 y se forman por la sucesión de puntos que determinan las temperaturas críticas para cada composición en los aceros al carbono, siendo éstas las siguientes:

Línea A_3 , formada por la unión del punto F con el punto E, también conocida como línea de temperatura crítica superior. Esta línea durante el enfriamiento marca el principio de la transformación de austenita en ferrita proeutectoide. Conforme disminuye la temperatura (912°C --- 723°C), la cantidad de carbono se incrementa hasta alcanzar la composición eutectoide.

Línea A_1 , también conocida como línea de temperatura crítica inferior marca el fin de la transformación de austenita en ferrita y perlita del lado hipoeutectoide. Esta línea se encuentra ubicada a temperatura constante en 723°C para cualquier composición de carbono hasta de 0.8% de C, en donde toda la austenita se transforma en perlita.

Línea A_{cm} , se forma al unir los puntos E y G, dicha línea parte del punto E que se encuentra a la temperatura de 723°C y 0.8% de C, y llega hasta el punto G que está a la temperatura de 1145°C y composición de 2.11% de C. La línea A_{cm} marca el inicio de la transformación de austenita a cementita proeutectoide.

Línea $A_{3,1}$, se conoce como línea de temperatura crítica inferior (del lado hipereutectoide), ésta línea marca el fin de la transformación de austenita en perlita durante el enfriamiento y se encuentra a una temperatura de 723°C que comprende el intervalo de composiciones de 0.8% a 2.11% de C.

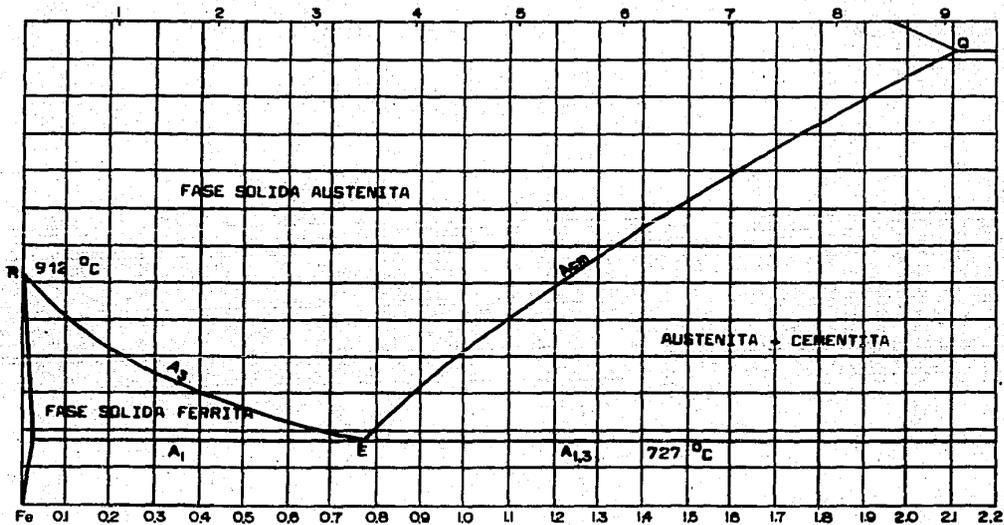


Fig. 4.4 PORCENTAJE DE CARBONO POR PESO

Las líneas y puntos de transformación de fase que se muestran en el diagrama hierro-carburo de hierro varían durante el enfriamiento en comparación con el calentamiento (4.1.1).

Para fines prácticos, normalmente se toma el diagrama hierro-carburo de hierro, que se muestra en la figura 4.1.

Cuando se habla del diagrama $Fe-Fe_3C$, se refiere a enfriamientos o calentamientos muy lentos, lo que en principio se toma como base para — manifestar que la transformación de la austenita en perlita ocurre a — $723^{\circ}C$.

Como el presente trabajo se basa en los aceros al carbono (aceros especiales o aleados no se analizan), el punto eutectoide es el de ma—yor importancia por encontrarse en la región del diagrama hierro-carburo de hierro que corresponde a los aceros.

Los aceros al carbono, son aleaciones de hierro-carbono sin ningún otro elemento de aleación, sin embargo, en la industria de la producción de acero, éstos se obtienen con algunos otros elementos o impurezas que no se pueden eliminar durante el proceso de obtención del acero en su — totalidad. Los elementos son manganeso, silicio, fósforo y azufre.

El carbono se combina con el hierro y forma el carburo de hierro que contiene 6.67% de C, su fórmula química es Fe_3C y está formada por tres partes de hierro y una de carbono, éste nuevo compuesto químico — posee propiedades diferentes a las del hierro y a las del carbono.

4.2.1. Características de las fases que presenta el diagrama $Fe-Fe_3C$.—

Hierro alfa ó ferrita (α):

El diagrama de la figura 4.2 muestra la región que ocupa el hierro alfa, el cual posee una estructura cristalina tipo BCC. Debido al tipo de estructura, los espacios intersticiales son pequeños, lo que ocasio—

na que el índice de solubilidad del carbono en la ferrita sea bajo y, - que sólo admita como máximo un 0.025% de C a una temperatura de 723°C.

Hierro gamma o austenita (γ): La austenita posee una estructura FCC, debido a ello puede admitir entre sus espacios intersticiales mayor cantidad de carbono, en comparación con la cantidad de carbono disuelto en la ferrita; así el límite de solubilidad de carbono en austenita es de 2.11% a una temperatura de 1145°C.

Perlita ($\alpha + \text{C}_s$): La perlita es una estructura estable desde 723°C hasta temperatura ambiente, la cantidad de perlita que posee un acero - al carbono se incrementa conforme aumenta el contenido de carbono hasta 0.8% y su microestructura está formada por laminillas alternadas de ferrita y cementita (4.4).

Cementita (Fe_3C): La cementita es la estructura más dura que posee el acero, es magnética a temperatura ambiente y pierde ésta propiedad a la temperatura de 218°C. La cementita durante el enfriamiento -- cristaliza formando una estructura ortorrómbica y su fórmula es Fe_3C , que contiene 6.67% de C y 93.33% de hierro.

4.3. Estructuras metalográficas y propiedades asociadas.

Se dice que las microestructuras que se obtienen cuando se enfría el acero desde el estado austenítico hasta la temperatura ambiente, dependen no solamente de la naturaleza del ciclo de enfriamiento, sino -- también de la concentración de carbono original en la austenita, así -- por ejemplo se cita un acero de composición eutectoide que es el más -- sencillo de analizar, éste contiene 0.8% de C, y cae entre los aceros - hipoeutectoides y los aceros hipereutectoides.

Durante el enfriamiento del acero de composición eutectoide, sobre sale como punto importante, el cambio de fase sólida que experimenta la

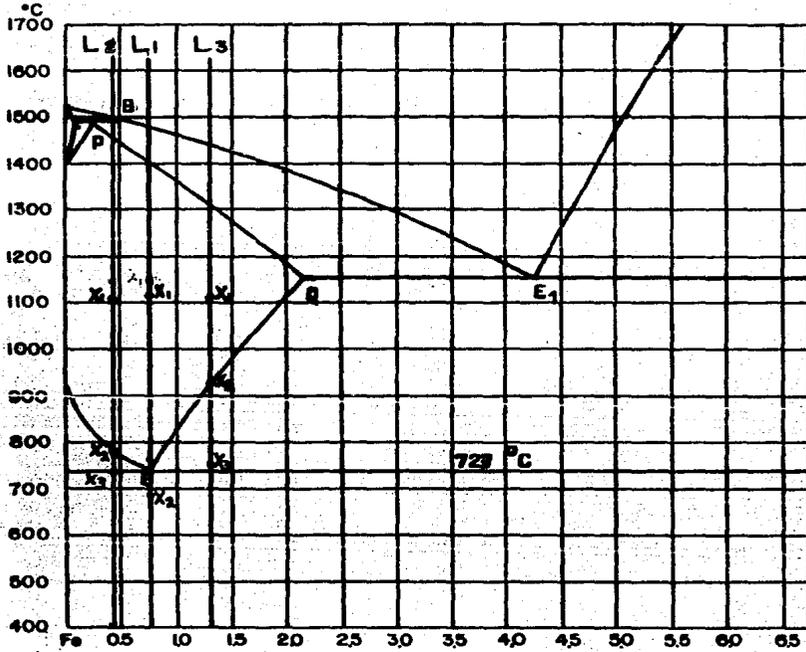
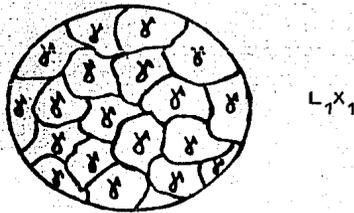


Fig. 4.5 PORCENTAJE DE CARBONO POR PESO.

austenita al cambiar totalmente a perlita bajo enfriamiento en condiciones de equilibrio.

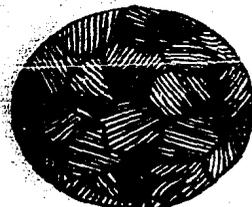
Aceros eutectoides: Estos contienen 0.8% de C y se toman como ejemplo para el entendimiento claro de la transformación de austenita - en perlita. La figura 4.5 muestra la aleación L_1 de composición eutectoide, para analizar la transformación de fase que experimenta el acero cuando es enfriado desde 1600°C (estado líquido), hasta la temperatura ambiente.

Al enfriarse la aleación L_1 en condiciones de equilibrio desde el estado líquido, cruza la línea "BE₁", y se empiezan a nuclear granos de austenita dentro de un volumen del líquido, conforme se sigue enfriando en condiciones de equilibrio, L_1 corta a la línea "PQ", en donde toda la aleación se transforma en la fase sólida austenita. Si se sigue enfriando el acero de composición eutectoide, en el punto L_1X_1 , la austenita se ha formado a partir de la fase líquida y su microestructura es completamente homogénea como se representa a continuación.



Si se sigue enfriando en condiciones de equilibrio, es inevitable que la aleación pase por el punto eutectoide (723°C), en el que toda la austenita se transforma en perlita que es una mezcla de la fase sólida

ferrita más la fase sólida cementita, su microestructura se representa como sigue:



L_1X_2

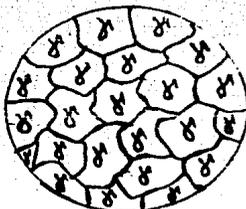
Aceros hipoeutectoides: Estos contienen menos de 0.8% de C, se utiliza el prefijo griego "hipo" que significa bajo para distinguirlos de aquellos que contienen más del 0.8% de C.

Los aceros bajos en carbono son los más importantes del grupo debido a la amplia gama de aplicaciones que tienen, así por ejemplo, aceros estructurales para carrocerías de automóviles, fundiciones de acero como las partes de los vagones para ferrocarril etc.

Para analizar los cambios de fase en estado sólido que se presentan en el acero hipoeutectoide, cuando éste es enfriado en condiciones de equilibrio desde el estado líquido, se ha elegido un acero con un contenido de 0.45% de C. Esta aleación se muestra en la figura 4.5 y se denota por L_2 . Esta se enfría desde el estado líquido hasta llegar nuevamente a la fase sólida totalmente austenítica (L_2X_1).

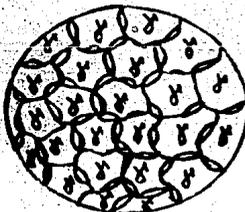
La estructura formada en el punto L_2X_1 contiene el 0.45% de C disuelto en la estructura reticular de la austenita.

La microestructura de la fase sólida austenita se representa a continuación.



L_2X_1

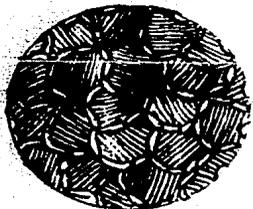
Si se sigue enfriando lentamente la aleación cruza la línea A_3 — creando el punto L_2X_2 , en este momento, en los límites de los granos de austenita se empiezan a precipitar granos de ferrita, que también es — llamada ferrita proeutectoide, porque durante el enfriamiento, ésta se forma antes de que la aleación cruce la línea de temperatura eutectoide o A_1 . Su microestructura se representa como sigue.



L_2X_2

siguiendo el enfriamiento en condiciones de equilibrio la aleación L_2 se cruza con la línea A_1 , formando el punto L_2X_3 , en donde los granos

de austenita que aún están presentes en la estructura, se transforman totalmente en perlita, la estructura resultante se representa en la figura siguiente:



$L_2 \times 3$

La cantidad de ferrita proeutectoide que existe en la estructura depende básicamente del contenido de carbono. Si el acero es de muy bajo contenido de carbono habrá mayor cantidad de ferrita proeutectoide, ésta disminuye conforme el contenido de carbono se acerca al 0.8%.

Una vez que se ha realizado la transformación completa de la austenita, la estructura no sufre cambio alguno en sus fases y se mantiene con la misma estructura hasta alcanzar la temperatura ambiente.

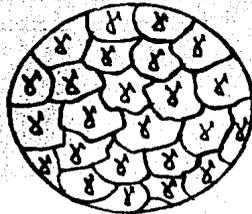
Aceros hipereutectoides: Los aceros hipereutectoides son todos aquellos que poseen alto contenido de carbono, los cuales están comprendidos entre 0.8% y 2.11% de C. Debido a que contienen mayor cantidad de carbono, son útiles cuando se requiere mayor resistencia a la tracción, mayor dureza y mayor resistencia al desgaste, tal como una hoja de cuchillo u otras herramientas de corte, así como cojinetes de bolas etc.

A diferencia de los aceros hipoeutectoides en que la ferrita proeu

tectoide se precipita en los límites de grano de austenita, en los aceros hipereutectoides, el constituyente que se precipita en los límites de grano de la austenita es la cementita proeutectoide. Esta última a temperatura de 723°C forma totalmente una red blanca de cementita. Al precipitarse la cementita proeutectoide se reduce el contenido de carbono que originalmente se encontraba en la austenita. Una vez que se ha rebasado la línea de temperatura eutectoide (723°C) durante el enfriamiento en condiciones de equilibrio, toda la austenita que aún se encuentra presente, se transforma a perlita. Una vez que se ha realizado la transformación, la estructura no sufre cambio alguno, y se mantiene hasta alcanzar la temperatura ambiente.

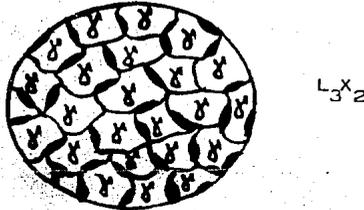
A continuación se analizan con más detalle las transformaciones que experimenta el acero hipereutectoide de 1.3% de C, que se muestra en la figura 4.5 con L_3 .

Nuevamente partimos desde el estado líquido y conforme se va enfriando en condiciones de equilibrio, la aleación L_3 solidifica hasta alcanzar la fase sólida austenita. La estructura es homogénea como se representa en la figura siguiente:

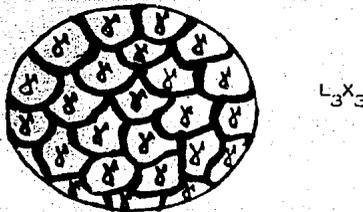


$L_3 \times 1$

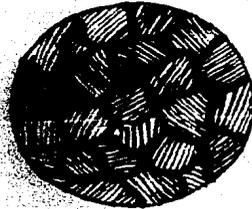
Si la aleación L_3 se sigue enfriando en condiciones de equilibrio, ésta indudablemente encontrará la línea Acm , el cruce de ambas líneas forma el punto L_3X_2 . En este punto, se empiezan a precipitar granos de cementita proeutectoide en los límites de los granos de austenita. La estructura resultante se presenta a continuación.



Si se continúa el enfriamiento en condiciones de equilibrio, se precipitan más y más granos de cementita proeutectoide que en última instancia forman la red blanca de cementita, antes de que la temperatura alcance los $723^\circ C$ (punto L_3X_3).



Si se sigue enfriando en condiciones de equilibrio hasta rebasar la línea de temperatura eutectoide, toda la austenita que se encuentra entre la red blanca de cementita, se transforma en perlita y con ello se completa el último punto de transformación en condiciones de equilibrio, debido a que la estructura que se obtiene apenas por debajo de 723°C (punto L_3X_4), se mantiene hasta la temperatura ambiente que se representa como sigue.



L_3X_4

4.4. Transformaciones de fase en estado sólido (condiciones de equilibrio).

Transformación de austenita a perlita: Bajo enfriamiento en condiciones de equilibrio, el cambio de austenita a perlita es de bastante importancia debido a que la transformación genera nuevas propiedades mecánicas, como lo puede ser un aumento en dureza. La transformación de austenita en perlita ocurre a 723°C dando lugar a la formación simultánea de ferrita más carburo que están mezclados entre sí. Al resultado de la transformación de la austenita que da origen a la formación de hierro (α) ó ferrita y carburo, recibe el nombre de perlita.

La perlita no es una fase, sino más bien, es una mezcla de dos -- fases en estado sólido, que son la fase sólida ferrita (α) y la fase sólida cementita (Fe_3C), ésta última conocida como carburo de hierro.

La perlita vista al microscopio tiene una estructura laminar, en -- donde la ferrita es la fase dominante o matriz y la cementita esta en -- forma de laminillas o también llamadas placas alternantes de carburo. -- La forma laminar que posee la perlita se ilustra en la figura 4.6.

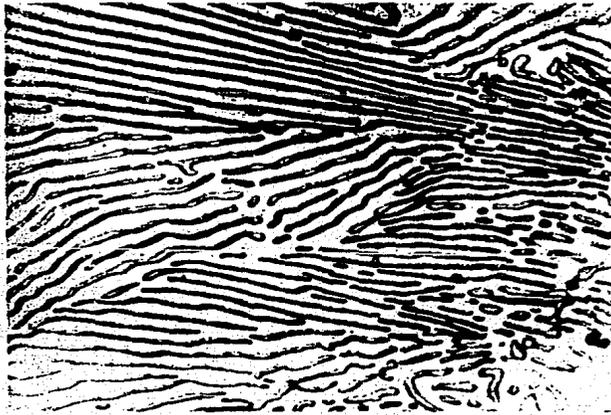


Fig. 4.6 La perlita consiste de placas de Fe_3C en una matriz de ferrita. (Vilella, J. R., *Metallurgical Techniques for Steel*, AEM Cleveland, 1936). A 2500 aumentos

En síntesis el diagrama hierro-carburo de hierro hasta el 2.11% de C, muestra las transformaciones de fase para todas las composiciones de acero, solamente para condiciones de enfriamiento o calentamiento muy -- lentos, de tal manera que para fines prácticos las líneas de transforma -- ción de fase que dan forma al diagrama, se consideran para uno y otro --

proceso.

Si en lugar de enfriar lentamente desde la temperatura de austenitización hasta la temperatura ambiente, se aumenta la velocidad de enfriamiento, la austenita tiende a transformarse a bainita ó a martensita según se incrementa la velocidad de enfriamiento aplicada.

Transformación de austenita a bainita: La bainita se obtiene a partir de la austenita y posee una característica de naturaleza doble, es decir, que en ciertas ocasiones revela características que son propias de la perlita, y que en otras ocasiones revela características que son propias de la martensita. Al igual que en la perlita, la bainita es una mezcla de fases sólidas que son ferrita y cementita. La bainita vista al microscopio tiene una apariencia acicular (en forma de agujas), y presenta mayor dureza en comparación con la perlita.

Transformación austenita a martensita: La martensita se obtiene a partir de la austenita mediante un enfriamiento brusco.

La pieza de acero se calienta hasta alcanzar la temperatura de austenitización y se mantiene para dejar que la estructura se homogeneice, se saca del horno y se introduce en forma inmediata en un medio de temple como lo es el agua.

La estructura resultante es la martensita, y es la fase más dura que se obtiene a partir de la austenita, vista al microscopio asemeja un haz de pajitas.

La serie de transformaciones de austenita a bainita o martensita, se analiza cuidadosamente en el capítulo 5.

CAPITULO 5 "DIAGRAMAS TTT y DIAGRAMAS CCT"

5.1. Obtención de los diagramas TTT. (Transformación-Tiempo-Temperatura)

Cuando el acero se mantiene a alguna temperatura mínima a la cual la austenita es estable dentro de un horno o de un baño de sales y después se saca del horno y se templea en un baño de sales o de plomo fundido que se encuentra a alguna temperatura comprendida entre la temperatura ambiente y 715°C y se mantiene constante con una variación en tiempo, la austenita se transformará.

La forma del diagrama TTT se tiene representado por la figura 5.1. El cuadro de la parte superior muestra el porcentaje de austenita transformada contra el tiempo de permanencia a temperatura constante. Para un acero que ha sido austenizado, la información sobre la transformación está dada por una serie de curvas de reacción (5.1.1), cada una obtenida a diferente temperatura y que pueden resumirse en un diagrama como el ilustrado en la parte inferior de la figura 5.1.

Este tipo de diagrama constituye el diagrama de transformación isotérmica o curva de la "S" del acero, que además muestra el tiempo requerido para que la austenita inicie su transformación, también señala el tiempo a transcurrir para que el 50% de austenita se transforme completamente a cualquier temperatura constante en el rango cubierto por las curvas. Así los diagramas TTT de los aceros, pueden considerarse como un mapa en el cual se muestra la transformación que tiene la austenita en función de la temperatura y del tiempo, cuando el acero es templado desde la temperatura de austenitización (hasta alguna temperatura comprendida entre la temperatura ambiente y 715°C) y se mantiene constante con una variación en el tiempo.

5.1.1. Curvas de reacción.

La curva de reacción fué obtenida por Johnson y Mehl basándose pa-

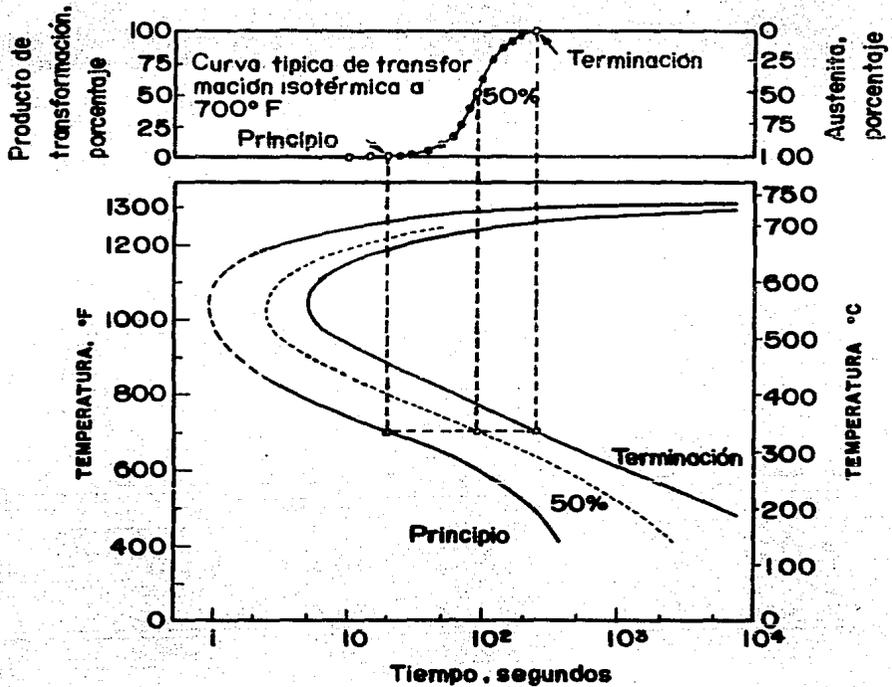


Fig. 5.1 Diagrama que muestra cómo se resumen las mediciones de la transformación isotérmica mediante el diagrama T-T (Toma da del *Atlas of isothermal transformation diagrams*, U.S. Steel Corporation.)

ra ello en la velocidad de nucleación y la velocidad de desarrollo.

La velocidad de nucleación está definida por el número de núcleos que se forman en un volumen unitario por segundo $[\text{mm}^3/\text{seg}]$, así la velocidad de nucleación es una función del tiempo y se representa por la letra "N".

La austenita durante el enfriamiento se transforma en perlita a 723°C , siendo ésta la temperatura eutectoide. Si se considera una temperatura apenas por debajo de la temperatura eutectoide, la velocidad de nucleación es muy pequeña, dando lugar a la formación de unos cuantos núcleos de perlita, si se tiene una temperatura todavía menor que la anterior la velocidad de nucleación aumenta y la austenita se transforma en perlita en menor tiempo. La figura 5.2 muestra el incremento del número de núcleos de la perlita en función del tiempo.

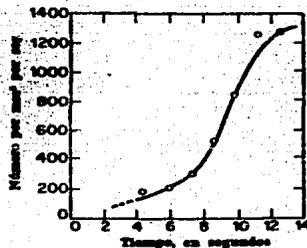


Fig. 5.2 Velocidad de nucleación (N) de la perlita en función del tiempo. Acero eutectoide transformado a 680°C . (Mehl, Robert F. y Dube, Arthur, Phase Transformations in Solids, John Wiley and Sons, Inc., New York, 1951, Pág. 845)

La velocidad de desarrollo está definida por la letra "G" y es igual al flujo de átomos que dejan la región austenítica para pasar a formar la laminilla de cementita que constituye a la perlita. La fi--

gura 5.3 muestra la curva de la velocidad de desarrollo en función de la temperatura.

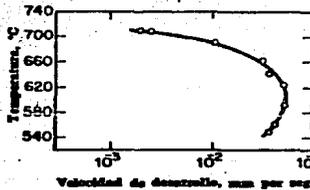


Fig. 5.3 Velocidad de desarrollo (G) de la perlita en función de la temperatura de reacción en una aleación Hierro-carbono de gran pureza de composición austenítica. (Según Frye, J. H., Jr., Stansbury, K. E. y MacEwen, D. L., Trans. AIME, 197 1953, Pág. 819)

A temperaturas justamente por abajo de la eutectoide, la velocidad de desarrollo aumenta con rapidez conforme disminuye la temperatura, alcanzando un máximo a 600°C y entonces decrece de nuevo a temperaturas más bajas como se observa en la figura 5.3.

Considerando la velocidad de nucleación y la velocidad de desarrollo a la que se forma la perlita durante el enfriamiento en condiciones de equilibrio desde el estado austenítico y utilizando las curvas de la figura 5.2 y 5.3 junto con la ecuación 5.1 establecida por los metalurgistas ingleses Johnson y Mehl se determina la cantidad de austenita transformada a perlita en función del tiempo.

$$f(t) = 1 - e^{(-\pi/3) N G^3 t^4} \quad \text{----- ec. 5.1}$$

- f(t) = fracción de austenita transformada a perlita
- N = velocidad de nucleación
- G = velocidad de desarrollo
- t = tiempo

Si los resultados que se obtienen al sustituir valores en la

ecuación 5.1, se grafican en una escala logarítmica de tiempo contra la fracción de austenita transformada a perlite, la curva que se obtiene es como la ilustrada por la figura 5.4 llamada curva de reacción.

La curva de reacción se obtiene prácticamente según Johnson y Mehl de la manera siguiente: Varias probetas pequeñas de acero de composición eutectoide se calientan dentro de un horno a la temperatura de austenitización hasta lograr una estructura homogénea, momentos después se sacan del horno y se templan en baños de sales que se encuentran a diferentes temperaturas predeterminadas (entre la temperatura ambiente y 715°C), se mantienen dentro del baño de sales variando el tiempo de permanencia para cada temperatura, se sacan del baño y se dejan enfriar al aire, enseguida se preparan para análisis metalográfico en donde se determina la cantidad de austenita transformada.

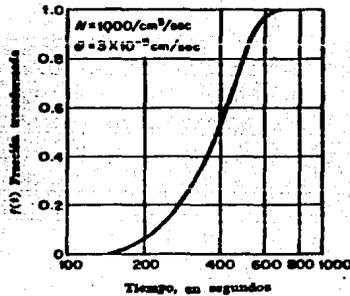


Fig. 5.4 Curva de reacción teórica obtenida de la ecuación de Johnson y Mehl. (Mehl, J. F., y Dube, A., *Phase Transformations in Solids*, John Wiley and Sons, Inc., New York, 1951, Pág. 545)

La fracción del producto de la transformación de austenita a perlita aumenta conforme se incrementa el tiempo como se observa en el cuadro superior del diagrama de la figura 5.1.

5.2. Importancia y forma de los diagramas TTT.

La forma de cada una de las curvas que constituyen el diagrama TTT y su posición con relación al eje del tiempo depende de la composición y tamaño de los granos de la austenita que se transforma. Ciertos elementos de aleación cambian la curva TTT en forma característica, esto permite la clasificación de los aceros en base al tipo de curva. Para los fines del presente trabajo es suficiente indicar que un incremento en el contenido de aleación ó en el tamaño de grano austenítico siempre retarda la transformación de la austenita en otros constituyentes.

Tomando como referencia la figura 5.1, se observa que en la parte inferior existen dos líneas curvas en forma de "C", éstas reciben el nombre de curvas de transformación isotérmica o curvas TTT, en éste caso para un acero de composición eutectoide. Para su análisis, la curva de la izquierda marca el inicio de la transformación de austenita a perlita, así como también el tiempo necesario que debe transcurrir para que comience la descomposición de la austenita en otros constituyentes. La curva continua de la derecha marca el fin de la transformación de la austenita en perlita ó bainita, es decir, el tiempo y la temperatura necesaria para que la transformación se complete. El área comprendida entre las curvas de comienzo y fin de la transformación, limita el tiempo que es necesario, para que a diferentes temperaturas constantes se efectúe la transformación completa de austenita a perlita ó bainita, en otras palabras, conforme va transcurriendo el tiempo y la temperatura permanece constante, las fases sólidas van variando desde toda austenita hasta toda perlita ó bainita, según se muestra en el diagrama de izquierda a derecha.

Las curvas TTT son de gran importancia debido a la utilidad práctica

tica a que presentan, ya que en un momento dado se puede hacer uso de los diagramas de transformación isotérmica para efectuar algún tratamiento térmico como lo puede ser el normalizado, templado y revenido, de los cuales se hablará en su oportunidad.

Conforme a lo analizado en la sección 4.4.1 en los aceros que contienen menos de 0.8% de C, el constituyente proeutectoide se forma durante el enfriamiento lento a temperaturas mayores de 723°C. La cantidad de ferrita proeutectoide que se precipita durante el enfriamiento esta en función directa de la cantidad de carbono presente en la aleación.

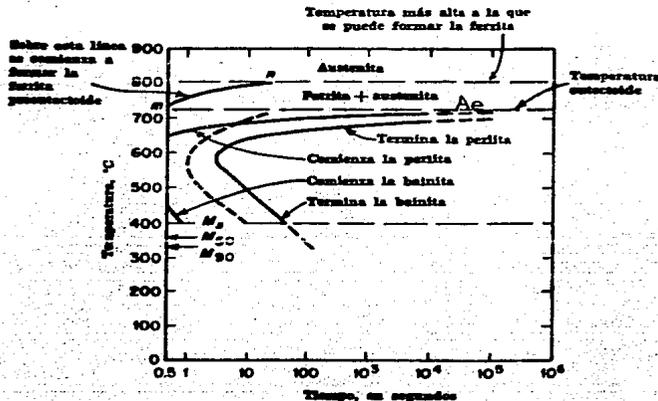


Fig. 5.5 Diagrama de transformación isotérmica para un acero hipoeutectoide: 0.35% carbono, 0.37% manganeso. (Adaptado del Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, United States Steel Corporation, Pittsburgh, 1981)

Debido a la formación primaria de ferrita proeutectoide, en los diagramas TTT de los aceros hipoeutectoides, aparece la línea "mn" en la parte superior izquierda del diagrama, como se observó en la figura 5.5. El diagrama corresponde a un acero al carbono de 0.35%.

En el caso de los aceros hipereutectoides, estos contienen más de 0.8% y menos del 2.11% de carbono, durante el enfriamiento lento desde

al estado austenítico el constituyente proeutectoide que se precipita es la cementita y ésta se incrementa conforme aumenta el porcentaje de carbono en la aleación. El diagrama TTT de la figura 5.6 corresponde a un acero al carbono de 1.3%, en la parte superior izquierda se observa la línea "mn" la cual representa el principio de la transformación de la austenita en cementita proeutectoide.

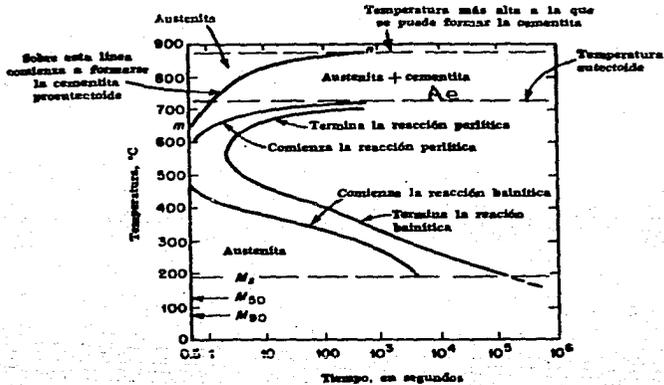


Fig. 5.6 Diagrama de transformación isotérmica para un acero hipereutectoide: 1.13% carbono, 0.30% manganeso. (Adaptado del Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, United States Steel Corporation, Pittsburgh, 1951)

5.3. Interpretación de los diagramas TTT.

Estos no son difíciles de interpretar si se tienen los conocimientos básicos de como se forman dichos diagramas.

Los diagramas de transformación-tiempo-temperatura, marcan los límites de transformación de la austenita en otros constituyentes, tanto del inicio como del fin de la misma. Estos límites se toman en cuenta para determinar la temperatura y tiempo necesario para realizar un proceso térmico.

Una clara identificación de las zonas de transformación ayuda bas

tante para el entendimiento e interpretación de los diagramas Transformación-Tiempo-Temperatura.

Para analizar un diagrama TTT, H. Holivet considera un diagrama de composición eutectoide que divide en tres zonas principales que son: zona superior, intermedia e inferior como se muestra en la figura 5.7.

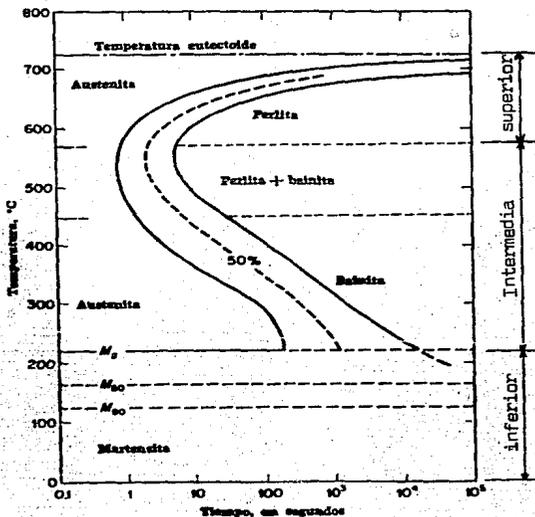


Fig. 5.7 Diagrama completo de transformación isocinética para un acero eutectoide. Obsérvese que este acero no es una aleación hierro-carbono de gran pureza, sino un acero comercial (AISI 1080) conteniendo 0.79% carbono y 0.76% manganeso. El efecto del manganeso se discutió en el Cap. 17. (Adaptado del Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, United States Steel Corporation, Pittsburgh, 1951)

La zona superior comprende el intervalo de temperaturas de 723°C a 580°C, rango en el cual ocurre la transformación de austenita a perlita. A una temperatura apenas por debajo pero muy cercana a 723°C ocurre muy lentamente la transformación de austenita a perlita, dando lugar a la formación de una estructura perlítica totalmente gruesa.

Si la transformación isocinética se realiza a una temperatura menor

que la anterior, por decir a 500°C, el resultado de la transformación es una estructura de perlita fina, así que, conforme disminuye la temperatura, la perlita es cada vez más fina y por consiguiente la dureza de la estructura obtenida es mayor debido al menor distanciamiento de las placas de cementita.

La zona intermedia se considera como la zona de temperaturas comprendida entre 580°C y 220°C; en este intervalo generalmente ocurre la transformación de austenita en bainita. La bainita es una estructura formada por ferrita más carburo, la diferencia que existe con respecto a la perlita, es que en lugar de estar formada por placas alternantes tiene una estructura plumosa ó acicular. En la bainita el constituyente que se forma primero a partir de la austenita es la ferrita seguida por la cementita. La dureza de la bainita es mayor en comparación con la dureza que posee la perlita, este aumento de dureza se debe a que el carburo se está volviendo cada vez más fino.

La bainita que se forma en el rango de temperaturas de 580°C a 450°C se conoce como bainita superior y está constituida por una serie de agujas de ferrita y cementita paralelas entre sí. Las agujas de ferrita actúan como centros de nucleación debido a que la ferrita es la primera que se forma.

La bainita formada al descender la temperatura entre el rango de 450°C y 220°C se conoce como bainita inferior, en este rango de transformación las agujas que componen la bainita se hacen cada vez más finas lo que a su vez ocasiona que la dureza sea mayor que la bainita superior.

La zona inferior contiene la fase más dura llamada martensita. En un acero de composición eutectoide como el que se analiza, la región de martensita se encuentra en el intervalo de temperaturas de 220°C y la temperatura ambiente. La estructura de la martensita corresponde a —

una solución sólida intersticial sobresaturada de carbono en hierro -- con una red tetragonal centrada en el cuerpo, su microestructura se ca caracteriza por tener una forma tipo aguja, que en algunas ocasiones se le asemeja a un haz de pajitas por la forma que presenta al ser observada al microscopio. La martensita se forma instantáneamente y no hay período de nucleación.

En la formación de la martensita existe un cambio rapidísimo que consiste en la transformación de una estructura cúbica de caras centradas a una estructura tetragonal de cuerpo centrado.

El intervalo de temperaturas para la formación de la martensita, está limitado por las líneas ms y mf.

La línea ms indica la temperatura a la que se inicia la formación de la martensita a partir de la austenita, y la línea mf marca la temperatura del fin de la transformación de austenita a martensita.

En los aceros al carbono los diagramas TTT se desplazan de izquierda a derecha según se incrementa el contenido de carbono en la aleación hasta que alcanza 0.8% de C, si éste es mayor el diagrama tiende a desplazarse nuevamente hacia la izquierda.

5.4. Aplicación de los diagramas TTT.

Los aceros que se encuentran en el mercado poseen propiedades mecánicas diferentes, siendo éstas la base para su clasificación. La dureza, tenacidad, resistencia a la tensión, etc, son algunas de las propiedades mecánicas que se consideran importantes en el momento de seleccionar algún material metálico como lo es el acero.

Los diagramas TTT se utilizan para realizar algunos tratamientos térmicos entre los que se pueden citar el recocido, templado y revenido.

Los diagramas TTT se consideran para predecir las transformaciones que tiene la austenita en otros constituyentes durante el enfriamiento en condiciones de equilibrio. En estos diagramas se lee con toda claridad el tiempo necesario y temperatura adecuada para que determinado material de acero pueda ser tratado térmicamente.

El poder utilizar en un momento dado los diagramas TTT para los aceros al carbono, se debe a que son los más comunes, los más fáciles de analizar y por consiguiente de entender como se verá en los capítulos 6 y 7.

5.5. Diagramas de transformación-enfriamiento-continuo (CCT).

Estos diagramas se caracterizan por presentar un enfriamiento continuo hasta la temperatura ambiente. En casi todos los casos de enfriamiento continuo, el metal se calienta hasta la zona austenítica y se enfría desde ésta zona hasta la temperatura ambiente, variando la velocidad de enfriamiento, ésta última se aplica de acuerdo al tratamiento, al tamaño y forma de la pieza.

La velocidad de enfriamiento continuo está asociada con el tiempo que tarda la pieza de acero en enfriarse desde la temperatura de austenización hasta la temperatura ambiente, por lo tanto, un incremento en la velocidad de enfriamiento disminuye más rápidamente la temperatura.

5.6. Obtención de los diagramas CCT.

Varios de los tratamientos térmicos efectuados en el acero son más bien por enfriamiento continuo que por enfriamiento lento. Como resultado se han desarrollado diagramas que representan la transformación de austenita a diferentes velocidades de enfriamiento. En general el enfriamiento continuo desplaza el inicio de la transformación de la

austenita hacia menores temperaturas y tiempos más prolongados. La figura 5.8 muestra un diagrama CCT derivado de un diagrama TTT y su relación con éste último. También en la parte superior de la figura, se muestra una barra templada con su correspondiente curva de dureza (acero eutectoide), que se obtiene a partir del ensayo de Jominy (7.6.1).- Esta barra es templada en agua únicamente en uno de sus extremos, por lo tanto, la velocidad de enfriamiento es máxima en el extremo templado y disminuye al incrementarse la distancia dentro de la barra. La velocidad de enfriamiento en varias posiciones de la barra de Jominy se han medido mediante termopares, cuatro curvas se han sobrepuesto en la parte inferior de la figura 5.8 y cada una representa una velocidad de enfriamiento diferente, la cual va disminuyendo al aumentar la distancia del extremo de la barra templada. Conforme la velocidad de enfriamiento disminuye a lo largo de la barra, la austenita se transforma en microestructuras que contienen mayores cantidades de perlita. También en la parte superior de la figura, se muestra la disminución de dureza asociada con la transformación de la austenita a martensita y perlita al disminuir la velocidad de enfriamiento.

5.7. Diagramas CCT para aceros al carbono de composición eutectoide.

En la figura 5.8 un diagrama CCT se ha derivado y sobrepuesto al diagrama de transformación isotérmica de un acero al carbono de composición eutectoide, escogido para este fin debido a su relativa sencillez. Las velocidades de enfriamiento graficadas se basan en las mediciones del cambio de temperatura de una barra templada tal como la que se utiliza comúnmente para medir la dureza. En la parte superior de esta gráfica la curva de medición de dureza se sobrepuso a una representación de la barra templada.

Cuatro posiciones representativas A, B, C y D a lo largo de la barra se relacionan mediante las curvas de enfriamiento correspondientes

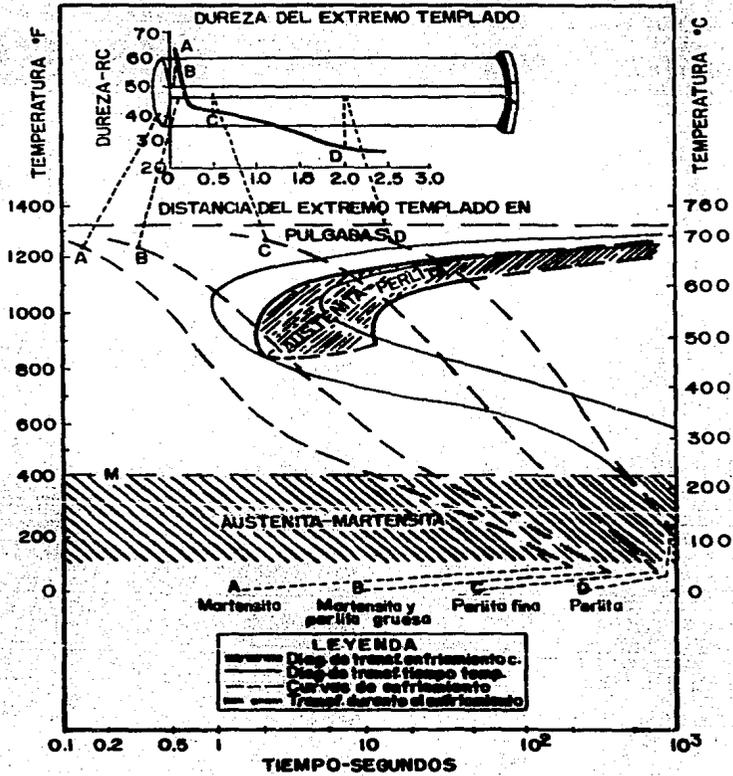


Fig. 5.8 Correlación de las transformaciones por enfriamiento continuo e isotérmico con los datos de prueba de dureza del extremo templado de un acero al carbono eutectoide.

de los diagramas TTT y CCT; la austenita en una posición particular se transforma cuando su curva de enfriamiento pasa a través de la zona — sombreada del diagrama CCT. El tipo de microestructura resultante de la transformación está dado en cada zona, y la microestructura final — al llegar a la temperatura ambiente se indica en la parte inferior de la gráfica.

Esta relación muestra el origen de las estructuras de la barra — templada y la razón por la cual hay cambios de dureza a lo largo de la misma, así en el punto A la dureza es alta, porque la velocidad de enfriamiento fué lo suficientemente rápida para evitar la zona de formación de la perlita en el diagrama CCT y la austenita se transforma totalmente en martensita dura.

En el punto B la dureza es menor debido a que la curva de enfriamiento intersecta la zona de la perlita y la austenita se transforma — parcialmente en perlita fina, el resto de la austenita se transforma en martensita durante el enfriamiento a una temperatura mucho más baja. — La velocidad de enfriamiento en los puntos C y D es suficientemente — lenta con relación al diagrama CCT y permite la transformación completa en la zona de la perlita. La estructura en C y D es de perlita que es más gruesa y más blanda en D que en C.

5.8. Interpretación de los diagramas CCT.

Los diagramas de enfriamiento continuo son los más utilizados en la industria del acero, de ahí la importancia de saber como interpretar los. Al igual que los diagramas TTT, los diagramas CCT marcan los límites de transformación de la austenita en otros constituyentes, de — igual forma los diagramas CCT de un acero de composición eutectoide no son útiles para aceros de bajo y alto contenido de carbono.

Aunque la finalidad del estudio se refiere solamente a los aceros

al carbono, es bueno mencionar que dentro de la gran variedad de aceros que hay en el mercado, existen aceros especiales, cuyos elementos de aleación cambian la forma de los diagramas CCT. Entre los efectos más importantes que se pueden presentar en el diagrama del acero aleado, está el de que la curva de nariz que existe en el diagrama CCT del acero al carbono, se desplaza hacia la derecha ó a la izquierda, hacia arriba ó abajo según se adicione uno u otro elemento. Esto ocasiona que tanto el tiempo como la temperatura de inicio y fin de la transformación de austenita en otros constituyentes sufran modificaciones dando como resultado diagramas totalmente diferentes en comparación con los diagramas CCT de aceros al carbono.

La figura 5.9 contiene el diagrama TTT (líneas curvas punteadas) y el diagrama CCT (curvas continuas), la figura muestra en forma gráfica la diferencia que existe entre uno y otro diagrama para un acero de composición eutécticoide. A continuación mediante un ejemplo se explica la diferencia que existe entre uno y otro diagrama.

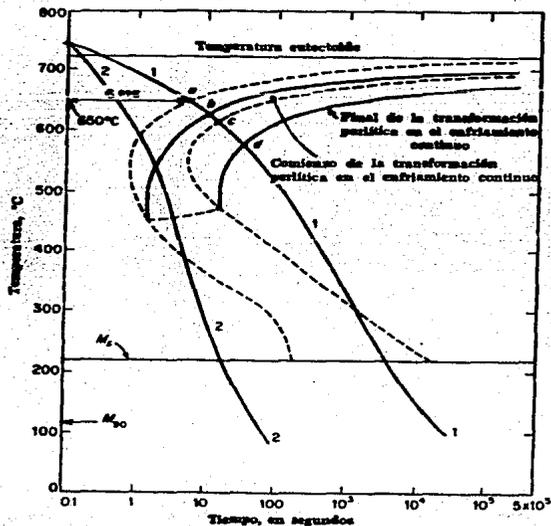


Fig. 5.9 Relación del Diagrama de enfriamiento continuo al diagrama isométrico para un acero eutécticoide (esquemático). (Según el Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, United States Steel Corporation, Pittsburgh, 1961)

En la figura 5.9 se observan las curvas No. 1 y 2, las cuales representan diferentes velocidades de enfriamiento continuo. Para el caso particular de la curva No. 1 después de un tiempo de 6 segundos, se tiene que la curva uno se interseca con el diagrama TTT (curva inicio de transformación) generando el punto "a". A los 10 segundos la curva No. 1 se interseca con el diagrama CCT (curva de inicio de transformación) generando el punto "b". Entre los puntos "a" y "b" existe una variación tanto del tiempo como de la temperatura. El punto "b" se presenta para los diagramas CCT a mayor tiempo y menor temperatura en comparación con el punto "a" para el diagrama TTT.

Los puntos "a" y "b" marcan el inicio de transformación de austenita a perlita para ambos diagramas, así en forma análoga sucede que los puntos "c" y "d" determinan el fin de la transformación de austenita a perlita.

5.9. Aplicación de los diagramas CCT.

Sobre el diagrama de transformación-enfriamiento-continuo de composición eutectoide de la figura 5.10 se muestran cierto número de curvas que son representaciones de como diversas velocidades de enfriamiento pueden producir microestructuras diferentes. La curva "1" marcada "recocido completo" representa un enfriamiento muy lento que se obtiene usualmente enfriando probetas (austenizadas en forma apropiada) dentro de un horno. En este caso la transformación de la austenita se efectúa a temperaturas cercanas a la temperatura eutectoide, y la estructura final es una perlita gruesa y cerca de la pronosticada por una transformación en equilibrio.

La curva "2" marcada como "normalizado" representa un tratamiento térmico en el cual las probetas son enfriadas a una velocidad intermedia, esta velocidad de enfriamiento se obtiene cuando las probetas de

acero se retiran del horno de austenitización y se dejan enfriar al — aire, la estructura resultante es perlítica pero de textura más fina — que la anterior. La curva "3" representa una velocidad de enfriamiento todavía más rápida, como podría obtenerse cuando se temple una pieza calentada al rojo directamente en un baño de aceite, lo que produce una microestructura de perlita y martensita. La curva "5" marcada — "templado en agua" representa una velocidad de enfriamiento tan rápida que no se puede formar perlita y la estructura resultante es martensita.

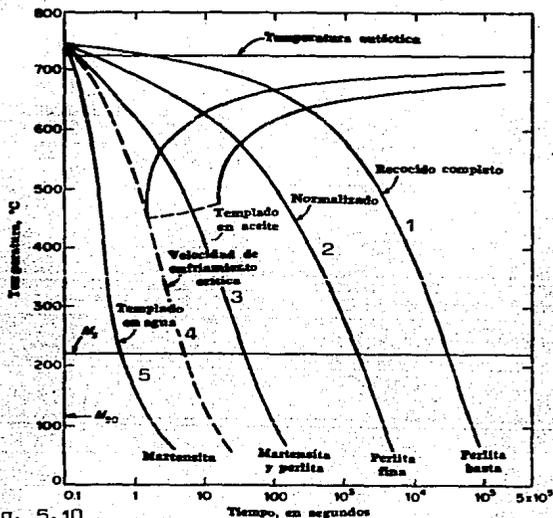


Fig. 5.10
Variación de la microestructura en función de la velocidad de enfriamiento para un acero eutectoide

La curva "4" que se muestra por medio de trazos punteados representa la velocidad de enfriamiento crítica. Cualquier velocidad de enfriamiento más rápida que ésta produce una estructura martensítica, — mientras que cualquier velocidad más lenta produce una estructura que

contiene perlita.

Existen tratamientos térmicos como los indicados en la figura 5.10 que para realizarlos se hace necesario utilizar los diagramas CCT.

Si por algún motivo durante el tratamiento térmico se opera un -- material fuera de condiciones de tiempo y temperatura de acuerdo a lo que dictan los diagramas, los resultados a obtener "no" son confiables, porque el producto de la transformación no es el esperado, lo que ocasiona propiedades mecánicas "no" deseadas, razón por la cual, cualquier tratamiento térmico debe realizarse bajo condiciones específicas dadas.

Capítulo No. 6 "TRATAMIENTO TÉRMICO DE RECOCIDO"

6.1 Introducción.

El tratamiento térmico de recocido hoy en día es un proceso térmico que ha tomado mucha importancia, debido a las aplicaciones que se le han encontrado al realizarlo en materiales ó piezas metálicas.

El recocido es el calentamiento y enfriamiento de una estructura bajo ciertas condiciones, con lo que se consigue modificar algunas propiedades, entre las que se encuentran: la disminución de dureza, disminución de la resistencia a la tensión y aumento en la ductilidad.

El término recocido se ha usado en su más amplio sentido para referirse a cualquier tratamiento térmico que tiene como objetivo el desarrollo de una estructura "no martensítica" de baja dureza y alta ductilidad. Sin embargo esta explicación para el recocido es demasiado amplia y en consecuencia se han desarrollado y definido determinado número de tratamientos más específicos.

Las diferentes clases de recocido que se emplean en la industria se pueden clasificar en tres grupos que son: recocido total, recocido de austenitización incompleta y recocidos subcríticos.

6.2. Recocido total

Este es un tratamiento térmico que se realiza calentando el acero hasta el campo de una sola fase (austenita en aceros hipoeutectoides), y enfriando lentamente en el horno en los rangos críticos de transformación.

En referencia a los aceros al carbono, cuando el recocido se utiliza sin ningún adjetivo se entiende que en la práctica se ha realizado un recocido total.

Sobre la porción del diagrama Fe-Fe₃C, como se muestra en la figura 6.1 la temperatura de recocido total esta en función del contenido-

de carbono del acero conservándose por encima de la temperatura Ac_3 para los aceros hipoeutectoides y por arriba de $Ac_{3,1}$ para los aceros hipereutectoides. Las temperaturas de recocido varían según el contenido de carbono en el acero, pero el objetivo es el de calentar dentro del campo monofásico de austenita para los aceros de bajo y mediano contenido de carbono, y en el campo bifásico (austenita-cementita) para los aceros al alto carbono, conservándose en estos últimos la misma temperatura sin que importe la composición del acero.

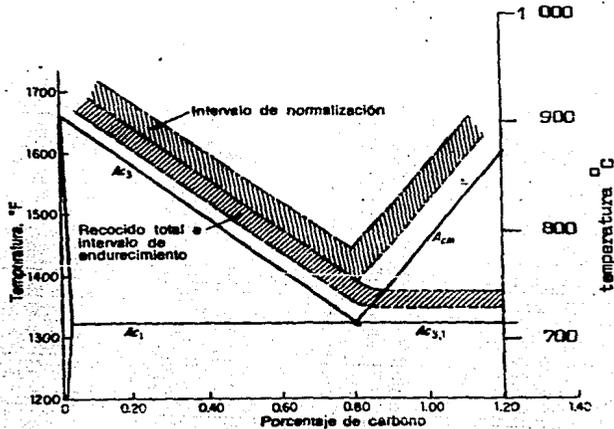


Fig. 6.1 Intervalo de recocido, normalización y endurecimiento para aceros al carbono.

Después del recocido total se obtienen las estructuras indicadas en el diagrama de estado Fe-Fe₃C: ferrita + perlita en los aceros hipoeutectoides, perlita en los aceros eutectoides, y perlita + cementita en los aceros hipereutectoides como se observa en la figura 6.2.

Prácticamente el recocido total que se aplica a los aceros hipoeutectoides consiste en calentar en el rango de 30° - 50° C por encima

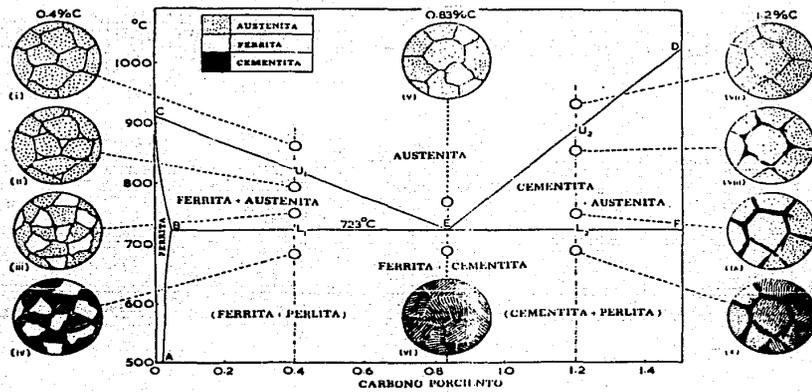


Fig. 6.3 Parte del diagrama de equilibrio termico del hierro carbono

del punto Ac_3 y mantenerlo durante cierto tiempo a ésta temperatura - para lograr un calentamiento total del metal, con enfriamiento lento - posterior en el horno hasta la temperatura ambiente.

En el caso de los aceros hipereutectoides, el recocido total consiste en calentar el acero por encima del punto $Ac_{3,1}$ en $30^\circ - 50^\circ C$, - mantenerlo cierto tiempo a esta temperatura para lograr un calentamiento homogéneo del metal, con enfriamiento lento posterior en el horno - hasta la temperatura ambiente. La finalidad de aplicar el recocido total es la de refinar el grano, ablandar la estructura, disminuir la dureza y mejorar las propiedades eléctricas.

El tiempo de calentamiento así como el tiempo de permanencia de - la pieza dentro del horno a temperatura constante una vez que se ha - alcanzado la temperatura para recocido, depende del tamaño y forma de la pieza a tratar.

Las piezas de poco espesor y de formas sencillas se suelen introducir en hornos calientes, pero en el caso de piezas de gran tamaño, - el calentamiento debe ser lo más uniforme posible, por lo tanto, la - temperatura del horno debe incrementarse poco a poco desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de recocido en función del tamaño - de la pieza, para evitar crear tensiones internas que puedan agrietar el material. Para piezas de gran tamaño conviene que la duración del - tiempo de calentamiento desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de recocido total, sea superior a 1/2 hora por pulgada de espesor como tiempo mínimo.

Una velocidad de enfriamiento muy lento aplicada en los aceros de bajo y mediano contenido de carbono, asegura que la austenita se transforme primero en ferrita proeutectoide y después en perlita. En el caso de los aceros de alto contenido de carbono se forma la cementita -- proeutectoide y después la perlita. Las características microestructurales (menor dureza y mayor ductilidad) son los principales objetivos -

del tratamiento.

Durante el calentamiento del acero desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de recocido total, se presentan una serie de cambios internos en el material que dan origen a una modificación en las propiedades mecánicas. Entre los cambios que se suscitan se encuentra que a 723°C , existe una contracción en el material, debido al cambio de fase sólida α a fase sólida γ , por lo tanto, se hace necesario — que durante el calentamiento a ésta temperatura exista un aumento en el tiempo de permanencia de la pieza de acero, para dejar que la pieza alcance una estructura homogénea, es decir, que la temperatura que — existe en la superficie de la pieza sea igual a la temperatura del cen- tro de la misma.

La figura 6.3 muestra curvas que se tienen para diferentes diámetros de redondos donde se estima el tiempo aproximado que tarda en calentarse el centro de los redondos de acero al carbono, al ser introducidos en un horno.

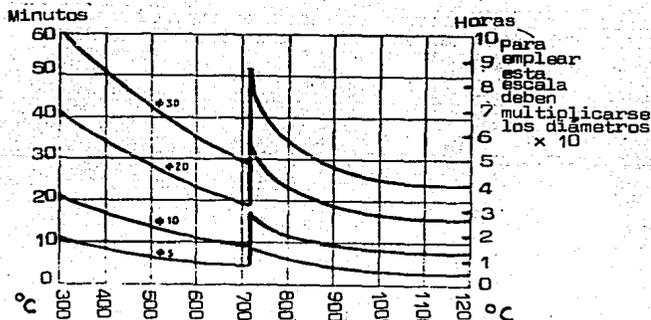


Fig. 6.3 tiempo aproximado que tarda en calentarse el centro de los redondos de acero al carbono, al ser introducidos en un horno caliente.

Así por ejemplo si un redondo de 10 mm. es introducido en un horno el cual se encuentra a 800°C , dicha pieza tarda en alcanzar la tem-

peratura del horno 12 minutos, en cambio, si la pieza es introducida en un horno que se encuentra a $1\ 000^{\circ}\text{C}$ sólo tarda 8 minutos en alcanzar la temperatura del horno.

No solo el rango de temperaturas por calentamiento es parte importante del recocido total, sino que también lo es la velocidad lenta de enfriamiento. Cuando la austenita se ha transformado totalmente en ferrita y perlita debe incrementarse la velocidad de enfriamiento para reducir el tiempo de recocido y mejorar la productividad.

6.3 Recocidos de austenitización incompleta.

Estos son tratamientos que se suelen dar a los aceros de más del 0.5% de C, para ablandarlos y mejorar su maquinabilidad. Consisten en calentamientos prolongados a temperaturas entre Ac_3 y Ac_1 ó Acm y $Ac_{3,1}$, seguidos siempre de un enfriamiento lento. El fin que se persigue con estos recocidos es el de obtener la menor dureza posible para el mecanizado de la pieza.

Si se tiene un acero hipereutectoide, ésta posee una microestructura de perlita con una red de cementita. Como la cementita es demasiado dura y frágil, la herramienta de corte no puede cortar a través de estas placas lo que provoca un maquinado deficiente, debido a que las placas de cementita tienen que ser quebradas, por lo que la herramienta se somete a continua carga de choque por las placas de cementita y resulta una superficie final tosca. Para evitar que ésto suceda, el acero hipereutectoide se somete a un recocido de esferoidización.

6.3.1 Recocido de esferoidización.

Estos se aplican cuando se requieren mejores condiciones de maquinabilidad y la menor dureza de los aceros al carbono, éstas propiedades se consiguen cuando las estructuras de los aceros son globulares y

están constituidas por pequeñas partículas esferoidales de cementita - en una matriz de ferrita, las cuales se pueden obtener por recocidos a temperaturas ligeramente superiores a 723°C y también por recocidos a temperaturas variables y oscilantes por encima y por debajo de 723°C .

La esferoidización de la cementita se efectúa más fácilmente en los aceros hipereutectoides que en los aceros eutectoides, debido al mayor contenido de cementita, porque con el calentamiento prolongado que se aplica a los aceros de alto contenido de carbono cuando se sostienen entre 730° a 780°C , genera mayor número de centros de globulización. Mantener a un acero de alto contenido de carbono durante un tiempo prolongado en el rango de temperaturas antes indicado, convierte a la cementita que contiene la perlita y a la cementita que da forma a la red, en esferas de cementita, ésta estructura recibe el nombre de esferoidita. La figura 6.4 muestra la estructura de cementita esfe-

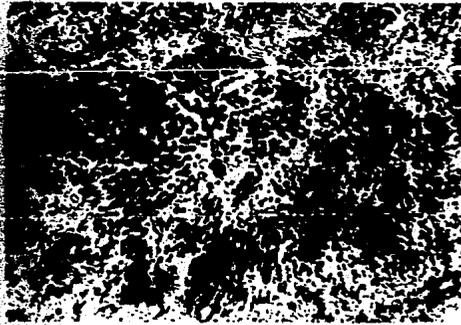


Fig. 6.4 Acero al 1% de carbono esferoidizado y recocido, que muestra cementita esferoidizada en una matriz de ferrita. Atacada químicamente en nital al 2%, 750x.

roidizada en una matriz de ferrita (acero al carbono de 1%).

Los aceros al bajo carbono rara vez se esferiodizan, debido a que bajo ésta condición son excesivamente suaves y gomosos. Si se maquina un acero bajo la condición esferoidizada la cortadura de la herramienta tendera a empujar el material en vez de cortarlo, provocando excesivo calor y deterioro de la punta de la herramienta de corte.

6.4. Recocido subcrítico.

En este tipo de tratamiento de recocido el calentamiento se hace por debajo de la línea de temperatura de 723°C , no teniendo tanta importancia la velocidad de enfriamiento como en los casos anteriores, pudiendo incluso enfriarse al aire. Por medio de este tratamiento se eliminan las tensiones del material y se aumenta la ductilidad.

6.4.1 Recocido de ablandamiento.

El objeto principal de éste tipo de recocido es el de ablandar el acero por un procedimiento rápido y económico. El proceso consiste en calentar el acero hasta una temperatura que siendo menor a 723°C sea lo más elevada posible y enfriar luego al aire.

6.4.2 Recocido contra acritud.

En este caso el proceso consiste en calentar lentamente hasta la temperatura de 550°C - 650°C y luego enfriar al aire. El objeto principal es el de aumentar la ductilidad de los aceros de poco contenido de carbono que han sido estirados en frío. Con el calentamiento a esta temperatura se destruye la recristalización alargada de la ferrita apareciendo nuevos cristales poliédricos más dúctiles que permiten estirar ó laminar nuevamente el material sin dificultad.

6.5 Recocido sobre el acero trabajado en frío y sus efectos.

Cuando un acero es trabajado en frío se deforma distorsionándose su estructura interna. La deformación se manifiesta como un aumento en la resistencia a la tensión, en la dureza y una reducción en la ductilidad. Si el acero es deformado bajo éstas condiciones, se calienta a una temperatura suficientemente alta, se ablanda y recrystaliza con lo que se eliminan los efectos del trabajado en frío.

Un tratamiento térmico de recocido aplicado a un acero trabajado en frío, tiene lugar en tres etapas que son:

- a) recuperación.
- b) recrystalización.
- c) crecimiento de grano.

La etapa de recuperación ó primera etapa de recocido se realiza a bajas temperaturas con el único fin de aliviar al material metálico de tensiones internas que guarda como consecuencia del trabajado en frío, en esta etapa no se afectan las propiedades mecánicas de la estructura siendo la finalidad principal impedir el agrietamiento por tensión.

La recrystalización ó segunda etapa de recocido se realiza inmediatamente después de la etapa de recuperación. La etapa de recrystalización manifiesta cambios en sus propiedades mecánicas entre los que se encuentran: disminución de dureza, disminución de la resistencia y aumento en la ductilidad como se observa en la figura 6.5 .

La recuperación y la recrystalización son básicamente diferentes, en la primera etapa se inicia una pequeña liberación de energía que almacena la pieza de acero como resultado del trabajado en frío, y en la segunda etapa se presenta la liberación casi completa de la energía interna que almacena la pieza después del trabajado en frío.

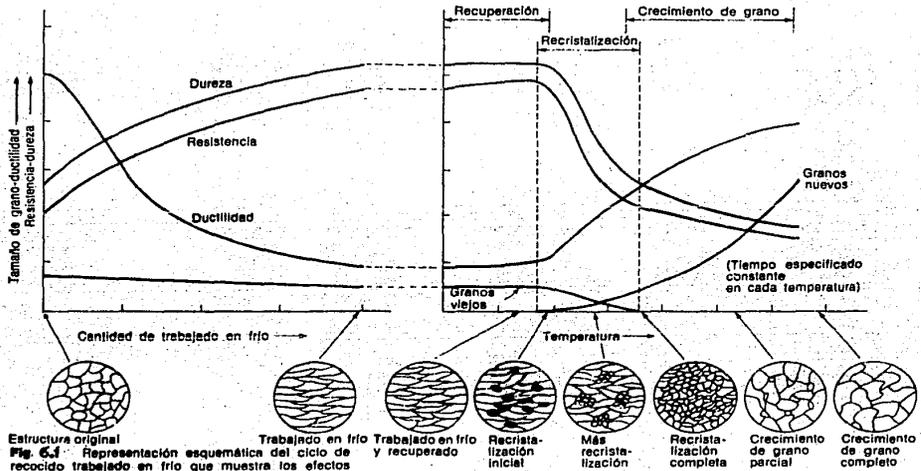


Fig. 6.4: Representación esquemática del ciclo de recocido trabajado en frío que muestra los efectos sobre las propiedades mecánicas y la microestructura. (Tomada de la obra de C.O. Smith, "The Science of Engineering Materials", Prentice-Hall Inc., Englewood Cliffs, N.J., 1969.)

La recristalización ocurre por nucleación y crecimiento dando lugar a la aparición de nuevos granos, los cuales presentan las mismas características que los granos que no sufrieron deformación alguna después de haber realizado el trabajado en frío.

En el esquema de la izquierda de la figura 6.5 se representa la estructura original que posee la pieza de un acero antes de someterse al trabajo en frío y después de haber aplicado este último, así como la variación que experimenta en las propiedades mecánicas.

En el esquema de la derecha de la misma figura, se marcan las tres etapas de recocido y los efectos que presentan tanto en el tamaño de grano, como en las propiedades mecánicas.

CAPITULO 7 " TRATAMIENTO TERMICO DE TEMPLE "

7.1. Introducción.

En este capítulo se analiza con detalle uno de los procesos de mayor importancia dentro de la industria, así como la aplicación y beneficios que se obtienen del mismo.

La finalidad que se persigue al aplicar el tratamiento térmico de temple en los aceros al carbono, es la de obtener una estructura más dura en la pieza de acero, con lo que se aumenta la resistencia a la tracción, resistencia al desgaste, etc.

El proceso para realizar un temple, consiste en calentar la pieza de acero a una temperatura que se localice dentro del rango de temperaturas entre 20° - 50°C por encima de la línea Ac_3 para los aceros hipoeutectoides y de la línea $Ac_{3,1}$ para los aceros hipereutectoides y mantenerla hasta lograr una homogeneización total de la estructura.

Una vez que se ha efectuado lo anterior, se procede a enfriar rápidamente hasta la temperatura ambiente en un medio de temple, el cual puede ser aire, aceite o agua.

7.2. Temperatura de austenitización.

La temperatura adecuada para efectuar el proceso de temple para los aceros hipoeutectoides se encuentra comprendida entre los 20° - 50°C por encima de la línea Ac_3 como lo muestra la figura 7.1.

Un calentamiento "no" realizado entre el rango de temperaturas mencionado dará origen a que "no" se obtengan las propiedades mecánicas deseadas con el proceso de temple y como consecuencia se presente lo siguiente:

- a) Dureza no distribuida en forma uniforme.
- b) Que las tensiones internas que guarda el material después de haber

realizado el temple, no sean iguales.

- c) No se puede efectuar el proceso de revenido en forma confiable.
- d) La templabilidad no es pareja y por lo tanto, las propiedades mecánicas varían en una misma pieza. (sección 7.6).

En principio lo que se acaba de mencionar, son los factores más importantes que influyen directamente para que las propiedades mecánicas que se persiguen "no" sean las deseadas al momento de haber realizado un tratamiento de temple a una pieza de acero.

Si una pieza de acero, cuyo contenido de carbono es de 0.45%, es calentada desde la temperatura ambiente hasta alcanzar una temperatura de 750°C, figura 7.1 (punto A), como no se alcanzó a rebasar la línea Ac_3 , la estructura no se transforma completamente a austenita, es decir, que a esa temperatura nos encontramos en la región bifásica (austenita + ferrita). La austenita se obtiene a partir de la transformación que tiene la perlita en austenita durante el calentamiento al momento de cruzar la línea Ac_1 , mientras tanto, la ferrita proeutectoide permanece estable a ésta temperatura y no sufre cambio de fase alguna. Como la estructura no se ha transformado a austenita totalmente, cuando la pieza de acero es templada desde 750°C, la perlita que se había transformado en austenita, se transforma en martensita dando lugar a la formación de áreas duras y la ferrita proeutectoide se mantiene estable hasta alcanzar la temperatura ambiente, lo que genera regiones blandas intercaladas entre las regiones duras de martensita. Esto ocasiona una variación en dureza de la pieza templada, razón por la cual es necesario calentar la pieza de acero hasta alcanzar la temperatura de temple adecuada (punto C).

Ya se analizó lo que sucedería si la temperatura de calentamiento es inferior al rango de temperatura establecido, ahora que sucede si la temperatura de calentamiento es superior al rango de temperatura establecido.

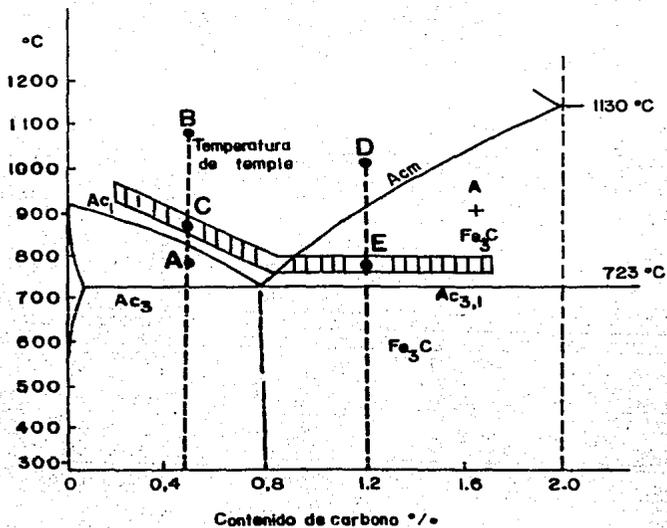


Fig. 7.1 Zona del diagrama de estado Fe-Fe₃C con indicación de la temperatura de calentamiento para el temple del acero.

Cuando una pieza es calentada a una temperatura por encima del rango establecido, como por ejemplo 1100°C (punto B), lo que sucede es que se crea un grano basto de mayor tamaño y éste da origen a una disminución del número de núcleos, lo que trae como consecuencia que después del temple se tenga:

- Dureza no uniforme.
- Mayores tensiones internas (mayor tendencia al agrietamiento).
- Mayor cantidad de austenita retenida.
- Dificultad para obtener propiedades mecánicas deseadas por revenido.

En el caso de los aceros hipereutectoides, la temperatura apropiada para efectuar el temple se localiza en la región bifásica (austenita + cementita) en el rango de temperatura que se encuentra entre 20°-50°C por encima de la línea $AC_{3,1}$.

Nuevamente, tomando como referencia la figura 7.1 se tiene como ejemplo una aleación que corresponde al 1.2% de C. Si se calienta una pieza de acero de esta composición a una temperatura de 760°C (punto E) y se mantiene por un período hasta dejar que se homogeneice la estructura, lo que sucede es que la perlita que existe en la pieza a temperatura ambiente se transforma en austenita y la cementita proeutectoide se mantiene estable. Al momento en que se efectúa el temple, la austenita que se obtiene a partir de la perlita durante el calentamiento se transforma en martensita y la cementita proeutectoide permanece estable y no sufre ninguna modificación, quedando la cementita intercalada entre la estructura de la martensita, de esta manera, como la cementita no se transformó a austenita durante el calentamiento de la pieza, se obtiene una estructura más dura, porque la cementita posee mayor dureza en comparación con la martensita.

Si la temperatura de temple para un acero hipereutectoide es demasiado elevada con respecto al rango establecido y rebasa la línea A_{cm} , para alcanzar la total transformación de fases (perlita y cementita) en

austenita (punto D), los resultados que se obtienen en el material son altas tensiones internas y mayor cantidad de austenita retenida, lo que genera alta fragilidad después del temple. Entre las desventajas que se presentan en el proceso de temple, al efectuarlo bajo elevadas condiciones de temperatura se encuentran las siguientes:

- a) Al rebasar la temperatura de calentamiento por encima del rango establecido, se forma un grano basto el cual crece conforme aumenta la temperatura, este crecimiento de grano da lugar a que durante el temple, se generen tensiones internas mayores e inclusive el peligro de agrietamiento es mayor.
- b) Al rebasar la temperatura de calentamiento por encima del rango establecido la perlita y la cementita que posee la estructura a temperatura ambiente se transforma en austenita. Con el temple la estructura que se obtiene a partir de la austenita es martensita, por lo tanto, como en éste caso no se tiene cementita proeutectoide, la estructura obtenida es de menor dureza en comparación con la dureza que se obtiene cuando la misma pieza es templada desde la temperatura normal de temple.

2.3. Principales variables que hay que considerar en el templado.

Para realizar el tratamiento térmico de temple de alguna pieza de acero es necesario considerar varios factores, entre los que se encuentran:

- a) Tamaño de la pieza: Es fundamental considerar el tamaño de la pieza a templar porque tanto las velocidades de calentamiento, como de enfriamiento no son iguales para una pieza de dimensiones mayores que para una pieza de tamaño pequeño.

El volumen y espesor de la pieza tienen gran importancia para el --

temple de los aceros y en función del tamaño, se determina el tiempo necesario para calentar la pieza y lograr la total transformación a austenita para posteriormente efectuar el temple.

El tiempo de calentamiento para lograr una transformación total dentro del rango de temperaturas establecido para el temple, se dice que es de una hora por pulgada de profundidad para piezas de mayor tamaño.

En el caso de que el calentamiento de la pieza a templar no sea el adecuado, es decir que no se respetara el tiempo necesario para homogeneizar la estructura, se crearían tensiones internas debido a la variación de temperatura entre la superficie y el centro de la pieza, esto ocasiona que durante el temple de la pieza aumente la posibilidad de que las altas tensiones internas generen grietas. Por esta razón es importante respetar las condiciones de tiempo y temperatura a manejar en un proceso de temple, así como la velocidad de enfriamiento para obtener las propiedades mecánicas deseadas. Si se analiza el enfriamiento de un redondo de 100 mm. figura 7.2 y considerando como medio de enfriamiento agua ligeramente agitada, se observa que la velocidad de enfriamiento varía con respecto a la

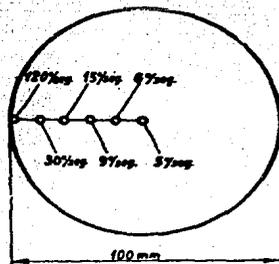


Fig. 7.2 Velocidades de enfriamiento que se consiguen a 704° en diversos puntos de un redondo de acero de 100 mm de diámetro templado en agua ligeramente agitada.

distancia que existe entre la periferia y el centro de la pieza debido a que la transmisión de calor se hace cada vez más lenta conforme aumenta la distancia de la periferia al centro. En la figura 7.3 se muestran curvas que representan las distintas velocidades de enfriamiento que se consiguen aproximadamente en diferentes puntos a 704°C, de barras de diferentes diámetros templadas desde 850°C en agua y en aceite ligeramente agitado.

Las tablas 7.1 y 7.2 muestran numéricamente las distintas velocidades de enfriamiento en grados centígrados por segundo que se consiguen aproximadamente a 704°C, en redondos de diversos diámetros templados desde 850°C en agua y aceite ligeramente agitado.

- b) Composición del material: Aunque no es la finalidad de este tema - hacer un estudio muy a fondo de lo que sucede con los elementos de aleación en cuanto a la composición se refiere, siempre se hace necesario mencionar que los elementos de aleación por lo general aumentan el rango de estabilidad de la austenita originando entre otras cosas que la velocidad crítica de temple (7.4.1) sea menor debido a la intervención de elementos aleantes.

Si se conoce la curva TTT de un acero al carbono se puede determinar su velocidad crítica de temple, si a éste mismo acero se le adicionan elementos de aleación, sin lugar a duda, la misma curva TTT se desplazará hacia la derecha creando una región mayor para la estabilidad de la austenita, de esta manera como se explicó en el párrafo anterior se necesita una velocidad de enfriamiento crítica menor para un acero aleado que para un acero al carbono.

Para los aceros al carbono se dice que la composición de los elementos de aleación básicos son el hierro y el carbono y que de acuerdo al contenido de carbono, se dividen en dos grupos que son: aceros -

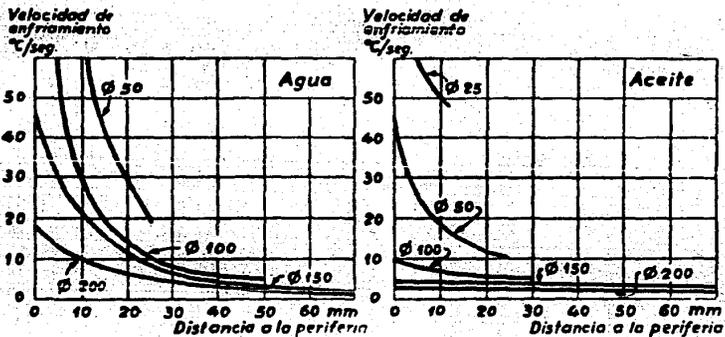


Fig. 7.3

Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se obtienen a 704° en redondos de acero de diversos diámetros templados desde 850° en agua y en aceite ligeramente agitado.

ENFRIAMIENTO EN AGUA LIGERAMENTE AGITADA							
Diámetro en milímetros	Distancia a la periferia en milímetros						
	0	10	20	30	40	50	60
200	18	10	6	5	4	3	2,8
150	48	22	12	8	5	4	3
100	120	30	15	9	6	5	—
50	240	55	28	—	—	—	—
25	361	115	—	—	—	—	—
Velocidad de enfriamiento en grados por segundo							

Tabla 7.1.

Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se consiguen a 704° en redondos de acero de diversos diámetros templados desde 850° en agua ligeramente agitada.

ENFRIAMIENTO EN ACEITE LIGERAMENTE AGITADO							
Diámetro en milímetros	Distancia a la periferia en milímetros						
	0	10	20	30	40	50	60
200	2,3	2,2	2,1	2	1,9	1,8	1,7
150	3,6	3,3	3,1	2,9	2,6	2,4	2,2
100	8,2	7,6	5	4,6	3,7	2,9	—
50	45	20	12	—	—	—	—
25	125	50	—	—	—	—	—
Velocidad de enfriamiento en grados por segundo							

Tabla 7.2.

Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se obtienen a 704° en redondos de acero de diversos diámetros templados desde 850° en aceite ligeramente agitado.

hipoeutectoides y aceros hipereutectoides.

Siendo el carbono (dependiendo de su contenido) el elemento de aleación que da dureza al acero, entre más contenido de carbono exista en un acero, mayor será el índice de dureza alcanzado antes y después del temple.

Para conseguir un temple perfecto y una estructura totalmente martensítica, la velocidad de enfriamiento del acero deberá ser mayor a la velocidad crítica de temple que está determinada por la tangente a la nariz de la curva TTT (fig. 5.10).

- c) Tamaño de grano: Un aumento del tamaño de grano durante el calentamiento, da como resultado que la curva TTT se desplace hacia la derecha, en comparación con la curva TTT de un acero de grano fino de la misma composición originando con ello una variación en la velocidad crítica de temple. Es de esta forma, que los aceros de grano -basto necesitan velocidades críticas de temple menores, en comparación a los aceros de grano fino.

En la figura 7.4 se puede observar la influencia que tiene el tamaño de grano en un acero de 0.63% de C. La diferencia en el tamaño de grano se debe a que las muestras de acero fueron calentadas a temperaturas variables en el campo austenítico de una sola fase.

Las curvas TTT correspondientes a cada muestra son distintas y como consecuencia también lo serán las velocidades críticas de temple de cada uno de ellos.

7.4. Influencia del medio de temple.

Existen diferentes medios de enfriamiento drástico, los cuales son seleccionados cuidadosamente para realizar algún tratamiento térmico de temple. El medio de temple junto con el tamaño de la pieza, son

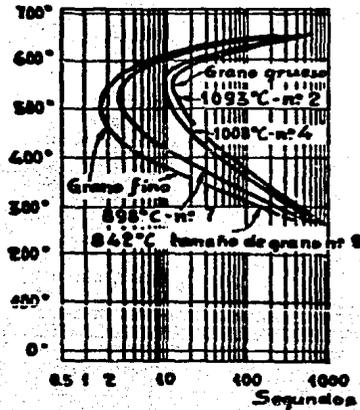


Fig. 7.4

Curvas de la «S» correspondientes a la transformación del 50% de austenita, de un acero de 0,63% de C, austenizado a diferentes temperaturas.

los factores que deciden la velocidad de enfriamiento de las piezas de acero en los tratamientos térmicos.

Se tienen medios de enfriamiento con los cuales se consiguen velocidades de enfriamiento muy lentas (como lo es el aire) y medios de enfriamiento con los cuales se consiguen velocidades de enfriamiento muy rápidas (como lo es el agua), por lo tanto, el medio de temple a seleccionar está en función de la velocidad crítica de temple del tipo de acero a tratar.

7.4.1. Velocidad crítica de temple.

La velocidad crítica de temple, es la velocidad mínima de enfriamiento aplicada en el acero, con la cual la austenita se transforma totalmente en martensita mediante la disipación de calor por enfriamiento rápido, evitando así, que la fase austenita se transforme a perlita o bainita. La velocidad crítica de temple marca los límites de velocidad de enfriamiento a aplicar al acero para obtener la estructura dura llamada martensita, estructura que sólo se puede obtener a partir de la austenita. La velocidad crítica de temple, disminuye conforme aumenta el contenido de carbono y el contenido de elementos de aleación para los aceros aleados.

Cualquier velocidad de enfriamiento que sea menor que la velocidad crítica de temple, dará origen a estructuras blandas debido a que la estructura se transformará a perlita o bainita, así mismo, cualquier velocidad de enfriamiento aplicada que sea mayor que la velocidad crítica de temple, dará origen a la martensita.

Entre mayor sea la velocidad de enfriamiento en relación a la velocidad crítica de temple, habrá lugar a que exista menor cantidad de austenita retenida y como consecuencia, aumenta la dureza y el índice de transformación de austenita a martensita, creándose además tensio-

nes internas mayores. La velocidad crítica de temple no es la misma - para cualquier tipo de acero y ésta varía de acuerdo a la composición y tamaño de grano.

Para realizar el tratamiento de temple en una pieza de acero al - carbono se utiliza la curva TTT correspondiente, en la que se observa claramente la velocidad crítica de enfriamiento a aplicar y así poder elegir el medio de temple adecuado.

7.4.2. Etapas de eliminación de calor que se presentan durante el temple.

La rapidez de eliminación de calor que se disipa en la pieza de - acero cuando se realiza el tratamiento térmico de temple, está en función de la temperatura y del tiempo como se ilustra en la figura 7.5 - mediante la curva de enfriamiento, que para su estudio se divide en - tres etapas que son:

Primera: De acuerdo con la curva de enfriamiento, ésta etapa presenta un periodo de tiempo largo con un descenso mínimo en la temperatura (de 850° - 650°C). Esto se debe a la formación de una capa de vapor que se genera alrededor de la pieza de acero, - porque la temperatura de la pieza a temprar es muy alta en - comparación con la temperatura que guarda el medio de temple y el enfriamiento se hace por conducción y radiación a través de la capa de vapor, siendo este proceso relativamente lento (en comparación con la segunda etapa), en ésta etapa influye principalmente la temperatura de ebullición del líquido (medio templante), además de el hecho de que la capa de vapor es pobre conductora de calor.

Una forma de disminuir el tiempo que transcurre en ésta etapa

consiste en agitar el medio de temple o en su defecto que la pieza de acero esté en movimiento.

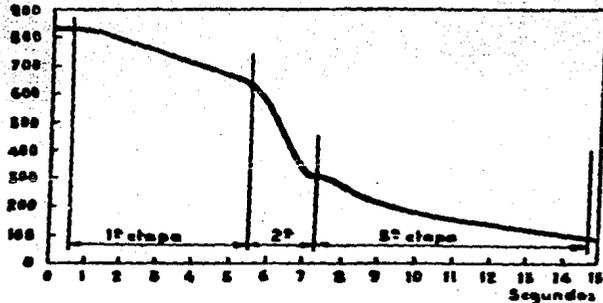


Fig. 7.5

Curva de enfriamiento del centro de un cilindro de poco diámetro templado en agua caliente a 76°, determinada por Pilling y Lynch.

Segunda: Etapa de enfriamiento por transporte de vapor. Una vez que la película de vapor va desapareciendo como consecuencia de la disminución de la temperatura sobre la superficie del metal, el líquido entra en contacto con la superficie de éste, pero hierve todavía alrededor de la pieza, como consecuencia se forman muchas burbujas las cuales producen una violenta ebullición. El calor se elimina rápidamente como calor latente de vaporización, siendo ésta la etapa más rápida de enfriamiento, la cual es llamada etapa de enfriamiento por transporte de vapor, denominada así porque el vapor se va separando de la superficie de la pieza y va siendo reemplazada por el líquido.

En la curva de enfriamiento de la figura 7.5 se observa claramente que para la segunda etapa, existe un período de tiempo muy corto así como una disminución muy rápida en la temperatura (650° - 300°C) en tan sólo 2 segundos aproximadamente.

Tercera: Etapa de enfriamiento por medio de líquido: Esta se inicia -- cuando la temperatura en la superficie de la pieza, alcanza -- una temperatura menor a la temperatura de ebullición del medio de temple y por consiguiente esta etapa es la que presenta un período de tiempo largo (8 segundos). Como ya no se forma -- más vapor, el enfriamiento se efectúa por conducción y convec-- ción a través del líquido.

La figura 7.6 muestra fotografías tomadas por SPERTH Y LANGE, de las tres etapas de enfriamiento.

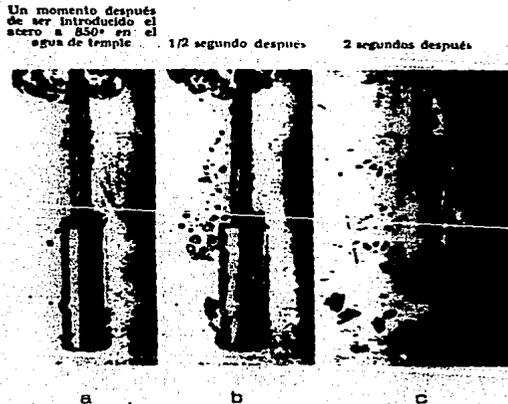


Fig. 7.6 Al ser introducida la pieza, comienza a formarse vapor y se desprenden burbujas que suben a la -- superficie. A los dos segundos la acción es tan violenta que rompe y separa la cascarilla del -- acero.

7.5. Medios de enfriamiento más utilizados.

Para efectuar el tratamiento térmico de temple, a través del tiem-- po se han encontrado diferentes medios para realizar dicho proceso. La severidad con que se aplica el temple en una pieza de acero, depende --

directamente del medio de enfriamiento utilizado, el cual puede ser --
aire, aceite ó agua.

- Aire.

El aire pasa a formar un medio de temple poco utilizado en la in-
dustria por tener poca aplicación práctica. El proceso consiste en ca-
lentar la pieza de acero hasta alcanzar la temperatura de temple ade-
cuada, mantener la pieza hasta que se homogeneice la estructura y poste-
riormente sacarla del horno y dejar que se enfríe al aire. Bajo esta
condición de enfriamiento se obtiene una estructura no muy dura y más
uniforme en toda la pieza. Otra forma de utilizar al aire como medio
de enfriamiento consiste en emplearlo a una cierta presión, disminuyen-
do de esta forma el tiempo en alcanzar la temperatura ambiente, de es-
te modo aumenta en unos grados la dureza en comparación con el enfria-
miento en aire quieto. El aire como medio de temple se aplica sólo a
los aceros de muy alta templabilidad y no tiene aplicación práctica en
los aceros al carbono, por lo que sólo se menciona como medio de tem-
ple.

- Aceite.

Los mejores aceites que se utilizan como medio de temple, son los
aceites de origen mineral que se obtienen en la destilación fracciona-
da del petróleo.

En el aceite se alcanzan velocidades mayores de enfriamiento, que
las que se obtienen con enfriamiento en aire. Como la velocidad de en-
friamiento se va haciendo cada vez mayor, la estructura va adquiriendo
más dureza en la periferia que en el centro de la pieza. Es por ello
que cuando se requiere una pieza de acero con centro tenaz y superfi-
cie más dura se selecciona un buen aceite, tomando en cuenta su volati-
lidad, temperatura de inflamación y de combustión principalmente, así
como su viscosidad.

Como resultado del tratamiento térmico de temple en aceite, los aceros al carbono encuentran mayor aplicación industrial.

Dentro de las propiedades mecánicas que se obtienen al templar en aceite están las siguientes:

- Como la velocidad de enfriamiento es mayor, se observa que la estructura es más dura en la superficie que en el centro de la pieza, si se habla por ejemplo de un acero hipereutectoide, con el temple en aceite se consigue una estructura de martensita y cementita en la superficie, y una estructura de perlita en el centro.
- Aumenta la resistencia al desgaste.
- Aumenta la resistencia a la tracción.
- Aumenta la templabilidad.

- Agua.

El agua como medio de temple posee una gran velocidad de enfriamiento debido a su elevada acción para disipar el calor de la pieza de acero, lo que permite obtener una estructura totalmente dura en la superficie y blanda en el centro. El enfriamiento en agua presenta una serie de defectos como son:

- 1.- El agua tiene un punto de ebullición muy bajo comparado con otro medio de temple, como por ejemplo el aceite.
- 2.- El poder refrigerante del agua se reduce bruscamente al elevar su temperatura.
- 3.- Se crea una alta velocidad de enfriamiento en la zona de temperaturas de formación de martensita ($250^{\circ} - 300^{\circ}\text{C}/\text{seg.}$). Esto es la causa del surgimiento de grandes tensiones internas y por consiguiente la tendencia a la aparición de grietas en el metal es mayor.

La figura 7.7 muestra una representación gráfica de la variación de dureza, que experimenta la pieza de acero, de la periferia al centro de la misma.

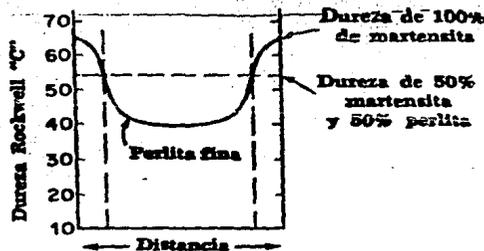


Fig. 7.7

Examen de un ensayo de dureza típico hecho a lo largo de un diámetro de un cilindro templado (después de seccionar el cilindro)

7.6. Templabilidad.

Hasta ahora sólo se ha hablado de la transformación que tiene la austenita a martensita, que es una estructura dura y que se obtiene como resultado del temple.

A continuación se analiza el efecto que causa en el acero al carbono el proceso de temple y que es precisamente la profundidad de dureza.

La templabilidad se define como la penetración de dureza que alcanza la pieza de acero como resultado del temple.

La templabilidad depende del tipo de acero y ésta puede alcanzar sólo una pequeña capa superficial de dureza, que puede incrementarse desde la periferia hasta el centro mismo de la pieza.

La profundidad de dureza se debe principalmente a la composición del acero, dando lugar a que los aceros al carbono tengan menos templa

bilidad que los aceros aleados.

Aunque no es tema de ésta tesis hablar de los aceros aleados, es importante mencionar que los elementos de aleación amplían la zona de estabilidad de la austenita, disminuyendo la velocidad crítica de temple, así una disminución en la velocidad crítica de temple, da lugar a que el tiempo de la transformación de la austenita a martensita sea mayor y que al mismo tiempo la dureza que se obtiene alcance mayor profundidad.

La templabilidad de un acero depende de varios factores, entre los que se encuentran:

- a) Tamaño del grano: Este se subdivide en grano basto y grano fino. El grano basto se obtiene durante el calentamiento, por la elevación de la temperatura por encima del rango crítico establecido para el templado. Con un tamaño de grano basto, la respuesta al temple es mayor y como resultado la profundidad de dureza también aumenta. El grano fino se obtiene calentando la pieza de acero a la temperatura adecuada para el temple.
- b) Composición de la pieza: Para los aceros al carbono la templabilidad va en aumento de acuerdo a la composición, es decir, que entre mayor contenido de carbono esté presente en la aleación, la dureza y la profundidad de dureza será mayor. Por otro lado, los elementos de aleación como el cromo, molibdeno, níquel etc., aumentan la templabilidad en el caso de los aceros aleados.
- c) Tamaño de la pieza: Este es de suma importancia porque junto con el medio de enfriamiento determinan la profundidad de dureza. Los resultados que se obtienen al templar una pieza de acero de diámetro pequeño por ejemplo de 1/4" de ϕ , comparado con los resultados que se obtienen al templar una pieza de acero de 1" de ϕ , son diferentes. Si ambas piezas son enfriadas en un mismo medio de temple.

En la pieza de 1/4" de ϕ la estructura es martensita en su totalidad, mientras que en la barra de 1" de ϕ en la superficie existirá martensita y "no" así en el centro que tendrá una zona menos dura que en la superficie. Por lo tanto entre mayor sea el diámetro entre las piezas a temprar, más amplio será el rango de dureza entre el centro y la periferia de las piezas después de un proceso de temple, siempre y cuando la velocidad de enfriamiento aplicada sea la misma.

- d) Medio de temple: El medio de temple influye también directamente en la templabilidad del acero; la tabla 7.3 muestra la severidad de temple que se representa con la letra "H" para diversos medios de enfriamiento. Como se observa el aire alcanza un valor mínimo en comparación con la severidad de temple que se obtiene, cuando el templado se efectúa en agua salada.

Clase de enfriamiento	Aire	Aceite	Agua	Agua salada
Pieza y medio de enfriamiento tranquilo	0,02	0,3	1	2,2
Pieza movida moderadamente y medio de enfriamiento tranquilo	—	0,4-0,6	1,5-3	—
Pieza agitada fuertemente y medio de enfriamiento tranquilo	—	0,6-0,8	3-6	7,5
Refrigeración muy intensa por gran movimiento de la pieza en el agua o empleo de ducha	—	1-1,7	6-12	—

TABLA 7.3.
Severidad de temple (H) de diversos medios de enfriamiento.

Métodos para conocer la profundidad de dureza en los aceros templados.

a) Exámen de fractura: La probeta (a decir de 1" de ϕ x 4" de long.) una vez templada se parte en dos por choque y se examinan las fracturas por la diferencia de grano, generalmente fino en el exterior y grano basto en el centro, el límite entre las fronteras de grano fino y basto marca la profundidad de dureza de la periferia al centro de la pieza.

b) Curvas de dureza: Una probeta como la anterior, una vez templada a la temperatura adecuada, se corta transversalmente en dos partes -- cuidando que al hacer el corte con disco no se eleve la temperatura, después se pulen ámbas caras con lija hasta obtener una superficie totalmente plana y se procede a tomar la dureza de la pieza transversalmente a distancias igualmente separadas en el sentido de la periferia al centro. Los resultados de dureza se grafican y es de ésta forma como se obtienen las curvas de dureza ó curvas "U". La figura 7.8 muestra las curvas "U" para un acero sae 1045.

-Así por ejemplo, una barra de 2" de ϕ para el acero sae 1045, alcanza una dureza de 30 RC en el centro y 41 RC en la superficie; -- una barra del mismo acero pero de 3" de ϕ alcanza una dureza de 36 RC en la superficie y 23 RC en el centro.

Como se observa la dureza en la superficie (41 y 36 RC) y en el centro (30 y 23 RC) de ambas piezas varía notablemente, ésto se debe a que aunque se utiliza el mismo medio de temple, la velocidad de enfriamiento es mayor en la barra de 2" de ϕ que en la de 3" de ϕ debido al diámetro de la pieza.

c) Ataque químico: Nuevamente se toma una pieza de acero templada y se corta transversalmente en dos partes, se pulen las caras a espejo y se atacan con nital al 4% alrededor de 10 segundos. Durante éste

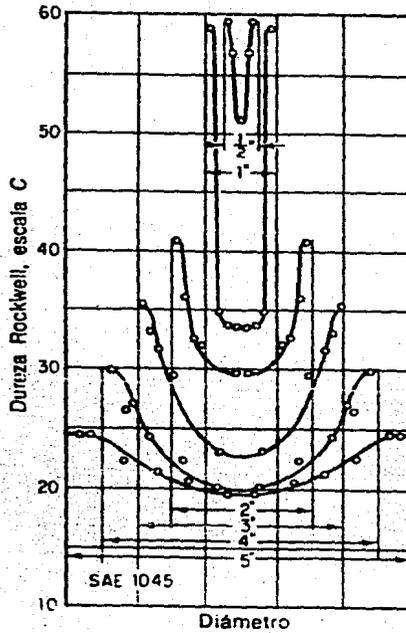


Fig. 7.8 Curvas "U" para un acero sae 1045

tiempo la estructura que se transformó a martensita a partir de la austenita, no se ataca tan rápidamente formando un círculo menos -- obscuro en la perifería y un círculo más obscuro en el centro. Los límites entre el contorno del círculo claro y el obscuro demuestran la profundidad de dureza alcanzada como resultado del temple.

La figura 7.9 muestra esquemáticamente a la zona clara como la capa dura de martensita.

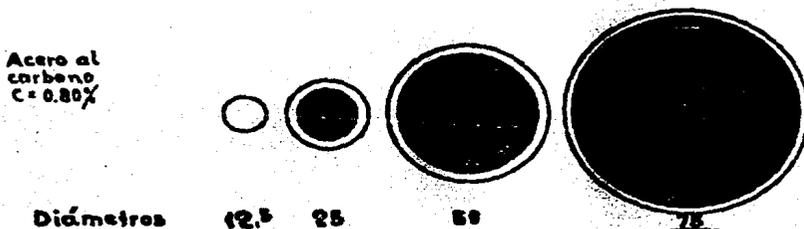


Fig. 7.9 Acero al carbono 1090 (templabilidad).

El círculo obscuro muestra la región sin transformar, mientras -- que el círculo claro muestra la profundidad de dureza alcanzada.

7.6.1. Uso de los datos de templabilidad.

Para seleccionar un acero a fin de encontrar una dureza mínima de un cierto punto en una pieza templada, debe conocerse la velocidad de enfriamiento en el punto específico y luego debe determinarse el punto de referencia en el extremo templado de la barra de prueba (ensayo de Jominy).

Para facilitar la selección de un acero, se hace necesario utilizar la curva de templabilidad o curva de Jominy del acero a tratar.

La curva de Jominy o curva de templabilidad, se obtiene a partir

del ensayo realizado por W. E. Jominy y A. L. Boegehold, que consiste en calentar la barra de acero de 1" de \varnothing x 4" de longitud, hasta la temperatura de austenitización, mantenerla el tiempo suficiente para dejar que se homogeneice la estructura y sacarla del horno e inmediatamente templarla por uno de sus extremos con un chorro de agua, como se muestra en la figura 7.10.

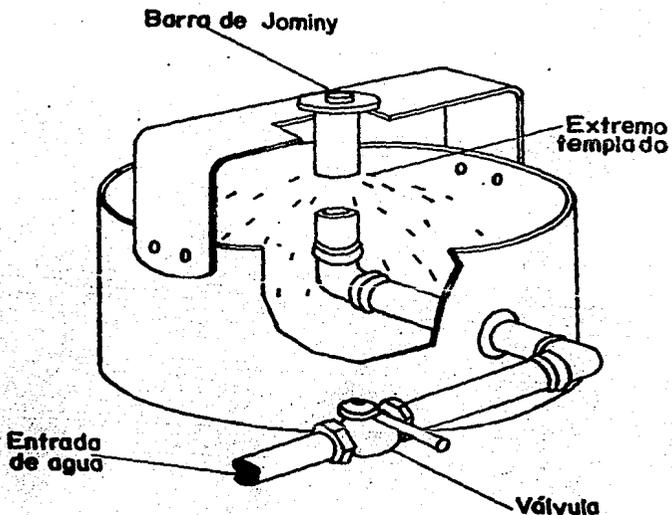


Fig.7.10 Aditamento para el temple de la Barra de Jominy.

La prueba de enfriamiento en el extremo de la barra de Jominy, es de gran aplicación industrial para determinar la templabilidad del ace

ro. Así se obtienen ritmos de enfriamiento diferentes a lo largo de la barra. Después del enfriamiento se rebaja una superficie plana a lo largo de un lado de la barra ($3/16''$ aprox.) determinándose la dureza cada $1/16''$ a lo largo de la longitud desde el extremo templado en agua. Los resultados se trazan gráficamente como se muestra en la figura 7.11

Desarrollo de la curva de dureza que se obtiene a partir de la barra templada en un extremo (Ensayo de JOMINY)

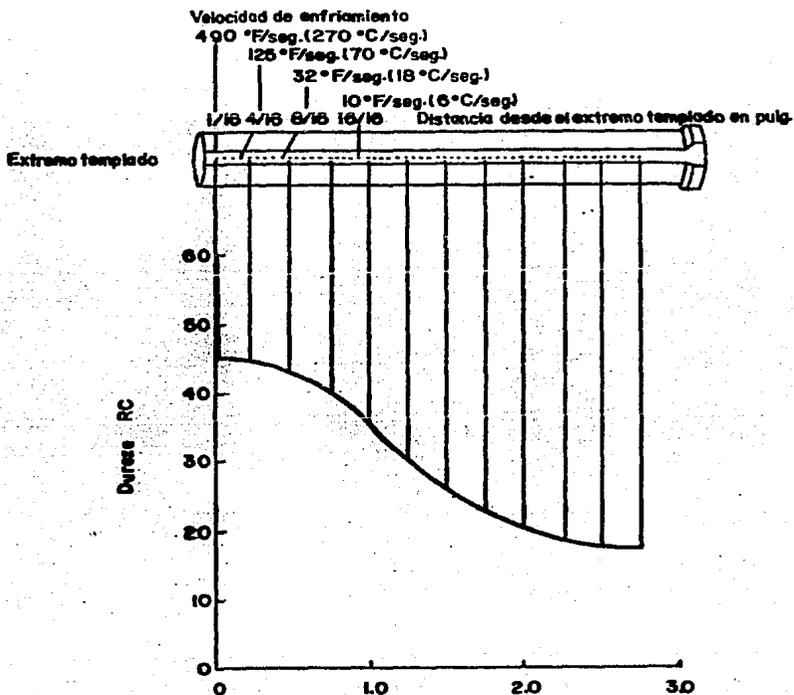


Fig. 7.11 Distancia desde el extremo templado en pulgadas.

Empleo de la curva de templabilidad.

A manera de ejemplo.

Supóngase que se requiere una flecha (para una máquina) de diámetro de 3" y cuya dureza mínima en el centro sea de 98 RB. El acero a templar es un SAE 1050 (acero al carbono).

La solución puede ser utilizar un buen temple en aceite quieto ($H=20$), donde H = severidad de temple.

Utilizándo la figura 7.12 y tomando el diámetro de 3", así como - el medio de temple que corresponde a aceite quieto ($H=20$), se observa que en la figura se marca el punto "x" el cual denota que la distancia de la barra templada es de $1 \frac{13}{16}$ ". Esta distancia es de suma importancia, porque es la distancia que se toma como base en la figura 7.13, se proyecta hacia arriba como se muestra en la figura hasta encontrar la curva de templabilidad (punto A), que al trasladarlo hacia la izquierda, se observa que la dureza que se obtiene es de 17 RC, por lo tanto el medio de temple no es el adecuado para obtener en ésta pieza de acero una dureza mínima en el centro de 20 RC.

En cambio, si en lugar de utilizar el aceite quieto como medio de temple, se utiliza el aceite ligeramente agitado y nuevamente haciendo uso de la figura 7.12 se genera el punto "y" que corresponde a la distancia de $1 \frac{3}{16}$ " de la barra templada. Esta misma distancia se considera en la figura 7.13 en el eje de las abscisas, se proyecta hacia arriba generando el punto "B" y hacia la izquierda como se muestra por las líneas punteadas, y se observa que la dureza que se obtiene en éste caso es de 22 RC, dureza superior a la mínima deseada, por lo tanto el - medio de temple elegido es el correcto.

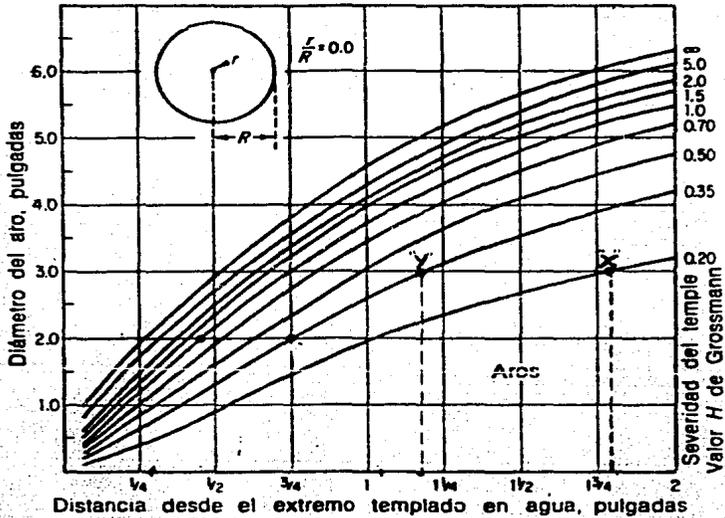


Fig. 7-12 Relación entre el extremo templado de la barra de prueba y el punto central para varios tamaños de aros templados bajo diferentes condiciones. (Tomada del U.S.S. carlloy steels, U.S. Steel Corporation.)

Severidad del temple dadas por el valor de H

Valor H	Condiciones de temple	
0.20	Pobre temple en aceite	Sin agitación
0.35	Buen temple en aceite	Agitación moderada
0.50	Muy buen temple en aceite	Buena agitación
0.70	Fuerte temple en aceite	Agitación violenta
1.00	Pobre temple en agua	Sin agitación
1.50	Muy buen temple en agua	Agitación fuerte
2.00	Temple en salmuera	Sin agitación
5.00	Temple en salmuera	Agitación violenta
∞	Temple ideal	

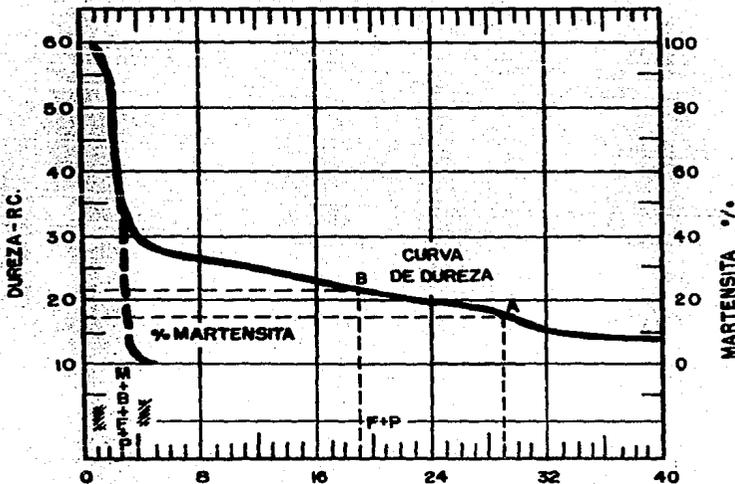


Fig.7.13 DISTANCIA EN PULGADAS, DESDE EL EXTREMO TEMPLADO CADA 1/16"

TOMADA DEL ATLAS "OF ISOTHERMAL TRANSFORMATION AND COOLING TRANSFORMATION DIAGRAMS. AMERICAN SOCIETY - FOR METALS.

CAPITULO 8 " REVENIDO "

8.1. Introducción.

El revenido es el tratamiento térmico que se aplica a la pieza de acero después del tratamiento térmico de temple.

La finalidad que se persigue al realizar el tratamiento térmico - de revenido es la de disminuir la dureza, resistencia a la tracción, y resistencia al desgaste, así como el de aumentar la ductilidad y la tenacidad.

El tratamiento térmico de revenido consiste en el calentamiento - del acero templado hasta una temperatura inferior a A_{c1} . El tiempo y la temperatura de revenido está dada por diferentes variables (8.2); - siendo éste proceso una operación de tratamiento térmico final, con el cual se adquieren las propiedades mecánicas deseadas.

Todos los aceros que son templados, alcanzan mayor dureza creando tensiones internas como consecuencia de la transformación de fases sólidas que existen de austenita a martensita (4.4). Con el tratamiento térmico de revenido disminuye la dureza y se eliminan total o parcialmente las tensiones internas que surgen durante el temple. Estas tensiones van disminuyendo conforme es mayor el grado de la temperatura - de revenido.

8.2. Principales variables a considerar.

Para realizar el tratamiento térmico de revenido es necesario con siderar las características particulares de la pieza a tratar como son:

- a) Tamaño de la pieza.
- b) composición de la pieza.
- c) Forma de la pieza.

La importancia de tomar en cuenta estas características, está di-

rectamente relacionada con la temperatura, tiempo de permanencia y medio de enfriamiento a seleccionar para aplicar el tratamiento térmico de revenido, con lo que se obtienen los resultados de dureza, resistencia a la tensión, tenacidad, etc. requeridos.

La modificación de las características mecánicas que experimentan los aceros que se someten al tratamiento de revenido, varían de acuerdo a la temperatura aplicada, es decir, que si por ejemplo un acero que ha sido templado, se calienta nuevamente a diferentes temperaturas comprendidas entre la temperatura ambiente y 715°C y después se enfría al aire, en términos generales los cambios que presenta son los siguientes:

- 1) La dureza disminuye gradualmente conforme la temperatura de revenido aumenta.
- 2) La resistencia a la tracción disminuye gradualmente conforme aumenta la temperatura de revenido.
- 3) La ductilidad y la tenacidad aumentan en forma gradual conforme aumenta la temperatura de revenido. En la figura 8.1 se muestran varias curvas que se obtienen con el tratamiento térmico de revenido en aceros al carbono para diferente composición, éstas expresan los cambios en sus propiedades mecánicas como son: La resistencia a la tracción (R), % de alargamiento (A) y la resistencia al choque (P).

Para explicar el manejo de la figura 8.1 se puede citar el acero con 0.35% de C, en el cual si se efectúa el tratamiento térmico de revenido a 400°C después del tratamiento térmico de temple, se tiene que la resistencia a la tracción $R=112 \text{ kg/mm}^2$, el % de alargamiento $A=10.8\%$ y la resistencia al choque $p=7.5 \text{ kg-m/cm}^2$. Si el tratamiento térmico de revenido se realiza para esta misma pieza a una temperatura de 500°C la resistencia a la tracción es $R=87 \text{ kg/mm}^2$, el % de alargamiento $A=15\%$ y la resistencia al choque $p=12 \text{ kg-m/cm}^2$.

Ahora bien, mientras más alta es la temperatura de revenido para -

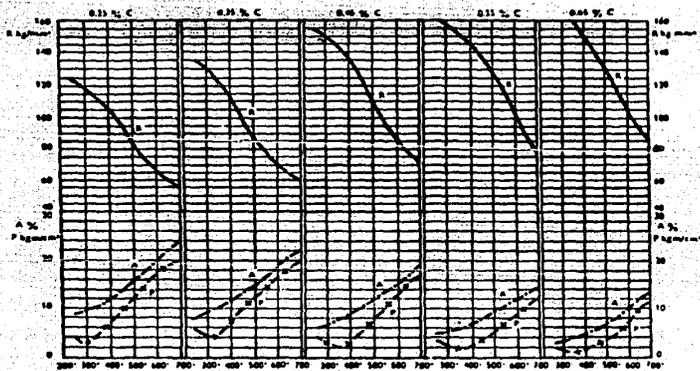


Fig. 8.1

Influencia del revenido sobre las características mecánicas de los aceros al carbono de construcción templados.

una pieza templada, la resistencia a la tracción y la dureza disminuyen al mismo tiempo que aumentan la resistencia al choque y el tanto por ciento de alargamiento.

8.3. Etapas de revenido.

Para su estudio el tratamiento térmico de revenido se divide en tres etapas.

Primera: En ella se analizan las reacciones que tiene la martensita - como consecuencia de la aplicación de calor, la cual es realizada a temperaturas menores a los 200°C. Esta etapa sólo se presenta en la pieza de acero durante el revenido a bajas temperaturas y consiste en la disminución de las tensiones - internas y la precipitación de un carburo llamado épsilon - (E).

Las condiciones indicadas para la formación del carburo épsilon son bajas temperaturas y alta deformación de la red de - martensita.

El carburo épsilon es diferente a la cementita (Fe_3C) y su fórmula es $Fe_{2.4}C$. La formación del carburo épsilon origina una disminución de tensiones internas en el material y de -- carbono en la martensita, lo cual produce una martensita de bajo contenido de carbono y una segunda fase formada por carburo épsilon, éste último aumenta linealmente en cantidad, - conforme es mayor el contenido de carbono en la aleación.

Durante la primera etapa de revenido la pieza de acero experimenta un cambio en el volumen específico, que a continuación se explica brevemente.

Si una pieza de acero se calienta hasta el estado austenítico, ésta se dilata al aumentar la temperatura, pero al cru--

zar la línea AC₁ se contrae al cambiar de estructura BCC a - FCC. Cuando esta misma pieza es templada, la transformación de fases sólidas es: austenita a martensita, en donde la velocidad de enfriamiento es mayor a la crítica y, de austenita a perlita, en donde la velocidad de enfriamiento es menor a la crítica. Después del temple la dilatación térmica que tuvo la pieza de acero con el calentamiento se conserva en la martensita, mientras que por otro lado la transformación de austenita a perlita presenta el cambio FCC a BCC y por consiguiente la pieza se contrae. La diferencia de volúmen, entre una estructura y otra (martensita y perlita) es una de las razones por la cual se crean esfuerzos de compresión y - de tensión en la pieza templada. Otra de las causas que origina tensiones internas en el material, es debida al carbono atrapado en la estructura martensítica. Durante el revenido a baja temperatura la dilatación del cuerpo metálico tiende a desaparecer, es decir, existen cambios de longitud.

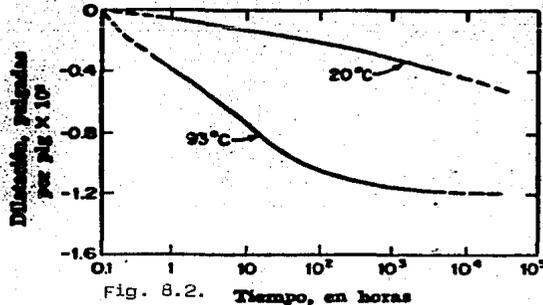


Fig. 8.2. Cambios de longitud durante la primera etapa del revenido de una estructura de martensita en un acero de 0.68%. (Roberts, C.S., Averbach, B. L. y Cohen, Morris, Trans, ASM, 45 (1953), Pág. 576)

La figura 8.2 muestra dos curvas para un acero de 0.68% de carbono, una cuando se reviene a 93°C y otra cuando envejece a 20°C. Como se observa existe menor tiempo para que el acero que es revenido a 93°C, recupere su tamaño en comparación con el acero que es revenido a menor temperatura (envejecido a 20°C).

Segunda: Esta sólo se presenta en el acero durante el revenido efectuando entre 100° y 300°C cuando después del tratamiento de temple, éste posee austenita retenida entre la estructura de martensita.

Un calentamiento efectuado entre el rango de temperaturas antes mencionado, transforma la austenita retenida en bainita, con lo que el acero aumenta muy poco la dureza debido a que la bainita es más dura que la austenita y se eliminan por completo las tensiones internas.

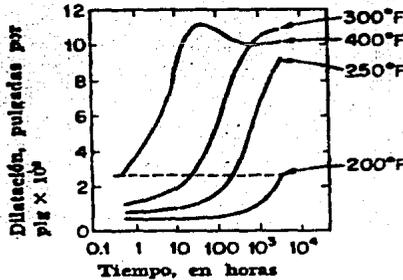


Fig. 8.3. Cambios en longitud correspondientes a la segunda etapa del revenido. Las curvas corresponden a la descomposición de 100 % de austenita a bainita. Acero con 1.43% de carbono (Roberts, C. S., - Averbach, B. L., y Cohen, Morris, Trans. ASM, 45 (1953), Pág. 576).

Durante la segunda etapa de revenido, la pieza presenta cambios en longitud, debido al cambio de estructura FCC a BCC (austenita a bainita). La figura 8.3 muestra una serie de curvas que corresponden a la descomposición de austenita retenida a bainita y a los cambios en longitud que se presentan durante la segunda etapa.

Tercera: Durante la tercera etapa, el carburo épsilon que apareció en la primera etapa se transforma en cementita Fe_3C . Al continuar el avance de la tercera etapa, se forma un precipitado de cementita en los límites y en el interior de las agujas de martensita. Al seguir aumentando la temperatura, se redsuelve la cementita del interior y de la superficie de las agujas de martensita, y posteriormente la envoltura de la superficie de cementita se va rompiendo para formar la coalescencia y globulización de la cementita. Al final la martensita se ha transformado en cementita y ferrita.

La figura 8.4 muestra las 3 etapas de revenido y las transformaciones que sufren los aceros durante el tratamiento térmico de revenido.

El eje de las ordenadas representa la dureza de la estructura y el eje de las abscisas la temperatura. Como se observa la dureza disminuye conforme se incrementa la temperatura de revenido.

En los aceros al carbono después del revenido a $650^{\circ}C$ los constituyentes fundamentales son ferrita y cementita y por lo tanto, los revenidos a alta temperatura transforman la martensita en cementita globular con una matriz de ferrita.

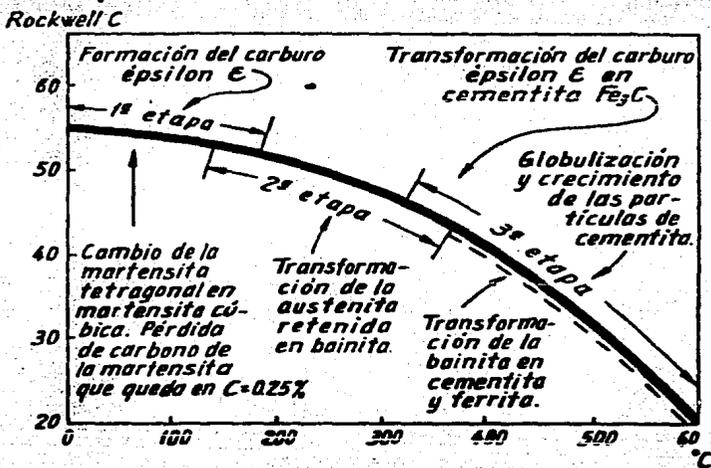


Fig. 8.4

Principales etapas y transformaciones que sufren los aceros en el revenido. (Ver figura 250).

8.4. Efecto del revenido sobre las propiedades físicas.

La respuesta que presenta el acero como consecuencia de la aplicación del tratamiento de revenido es principalmente la disminución de dureza y aumento en la tenacidad.

El cambio de dureza está directamente relacionado con el tiempo y la temperatura de revenido. La figura 8.5 muestra curvas de dureza de tres aceros con diferente contenido de carbono.

La curva uno corresponde al acero de 1.4% de C, esta curva muestra un ligero aumento de dureza debido a la precipitación del carburo ϵ en la primera etapa de revenido. Este incremento de dureza sólo se presenta para aceros al carbono cuyo contenido es mayor de 1.4%. En

los aceros de menor contenido de carbono no se puede apreciar éste pequeño incremento de dureza, debido a que la cantidad de carburo épsilon que se precipita es mucho menor. Las curvas 2 y 3 muestran gráficamente la disminución de dureza que experimentan los aceros al medio y bajo carbono conforme se incrementa la temperatura revenido.

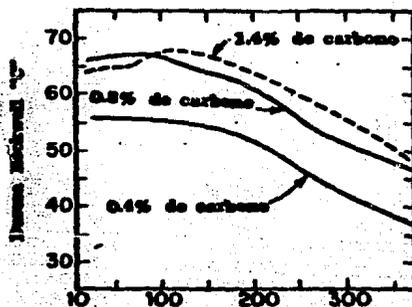


Fig. 8.6 Temperatura de revenido. °C (Tiempo, 1 hr)

Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza de tres aceros diferentes contenidos en carbono. (Lament, B.S., Averbach, B. L., y Cohen, Morris, Trans. ASM, 46 (1954), Pág. 861).

La figura 8.6 ilustra varias curvas de disminución de dureza para aceros de diferente contenido de carbono de menos del 0.4%, en éstas se observa más claramente la disminución de dureza antes mencionada, conforme se suscitan las etapas de revenido.

El aumento en la tenacidad generalmente está asociada con el incremento en la temperatura de revenido, pero existe un intervalo de temperaturas en donde "no" hay aumento en la tenacidad, sino que por el contrario la tenacidad disminuye, éste fenómeno es conocido como fragilidad de revenido.

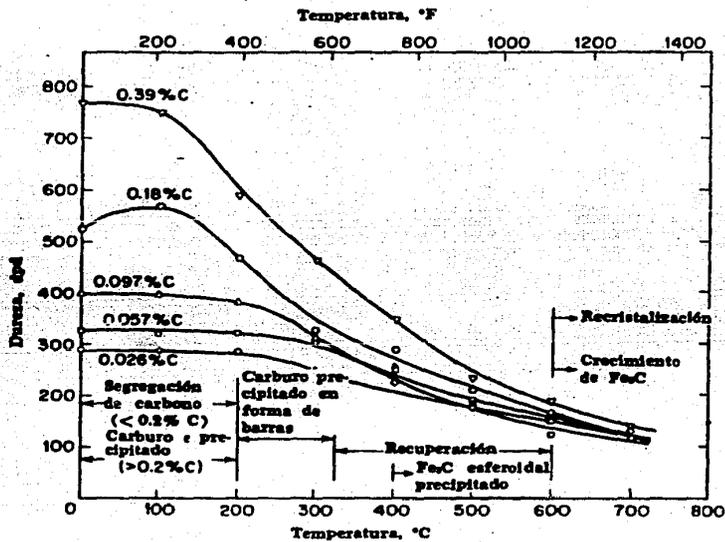


Fig. 8.6 Dureza de la martensita en el hierro de bajo y medio carbono revenida durante una hora entre 100°C y 700°C. (Según Speich, G. R., TMS-AIME, 245, 2553 [1969])

B.4.1. Fragilidad de revenido.

Se llama fragilidad de revenido a aquella disminución de tenacidad que experimenta la pieza de acero durante el calentamiento entre los 250°-400°C (dependiendo de la cantidad de carbono) y se presenta cuando la cementita forma una película que envuelve a las agujas de cementita.⁺⁺ (tratamientos térmicos de los aceros Apraiz).

La figura 8.7 ilustra gráficamente la trayectoria que sigue la curva de tenacidad, como se observa, va en aumento hasta aproximadamente 200°C, luego disminuye en el intervalo de 200°C a 300°C y posteriormente aumenta conforme se incrementa la temperatura de revenido. Aunque la finalidad de ésta tesis esta enfocada a los aceros al carbono, no está por demás mencionar que adicionando elementos de aleación como el silicio, existe la posibilidad de desplazar la zona de fragilidad de revenido hacia la derecha, es decir, a temperaturas más altas como

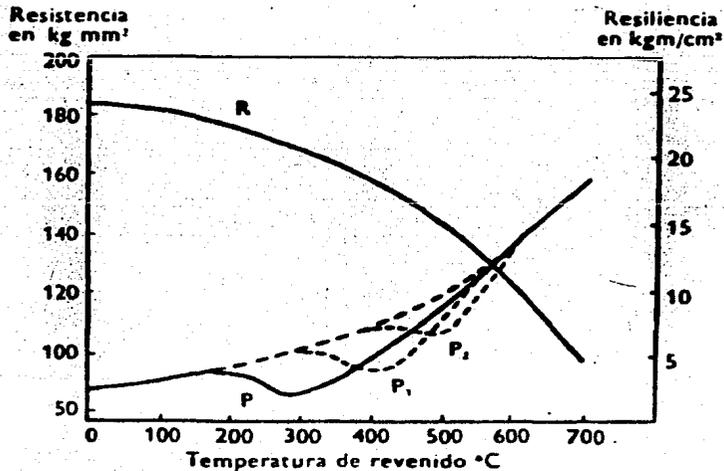


Fig. 8.7.

Influencia del revenido en la resistencia y resiliencia de los aceros. La zona de fragilidad se desplaza hacia la derecha (altas temperaturas) con la adición de ciertos elementos aleados como el silicio

se ilustra en la figura 8.7 con línea punteada, ganándose con esto, — mayor número de aplicaciones para los aceros.

La resistencia la tensión es otra de las propiedades mecánicas — que disminuyen conforme se incrementa la temperatura de revenido. La figura 8.7 muestra la curva de disminución de resistencia a la tensión que en forma genérica se presenta en los aceros al carbono.

8.5. Colores de revenido.

Cuando el tratamiento térmico de revenido se efectúa en atmósfe— ras oxidantes, se forma en la superficie de los aceros una película — muy delgada de óxido, cuyo color varía con la temperatura máxima alcan— zada en el revenido.

La relación tiempo-temperatura es muy útil y sirve para controlar el revenido en los aceros al carbono únicamente, cuando no existe el — medio para medir la temperatura del horno (pirómetro).

La tabla 8.8, enlista los colores de revenido que se utilizan en los aceros al carbono para herramientas.

8.6. Aplicación del tratamiento de revenido.

En síntesis el tratamiento de revenido aplicado a bajas temperatu— ras son recomendados en general porque eliminan las tensiones internas después del temple y aumentan la tenacidad casi sin disminuir la dure— za.

Si por alguna causa se aplica un tratamiento térmico de revenido a bajas temperaturas fuera de condiciones, éste se puede hacer desapare— cer por medio de un nuevo proceso térmico de revenido a temperatura poco más elevada que el anterior, seguido de un enfriamiento rápido.

TEMPERATURA (°C)	COLOR	TIPO DE COMPONENTE
220	AMARILLO PALIDO	ESCREPAS; SIERRAS; HERRAMIENTAS PARA TORNEAR Y PARTIR, DE TIPO LIGERO.
230	PAJA	TERRAJAS PARA LATON; CARAS DE MARTILLO; HERRAMIENTAS PARA REBAJAR Y RANURAR.
240	PAJA OSCURA	HOJAS PARA CORTAR; CORTADORAS DE MAQUINAS; CORTADORAS DE PAPEL; TALADROS; CORTADORES Y ESCARIADORES DE ASUJEROS; TALADROS DE ROCA.
250	CASTAÑO CLARO	HOJAS DE CORTAPLUMAS; MACHUELOS; CORTADORES METALICOS, PUNZONES, DADOS, HERRAMIENTAS PARA TRABAJAR MADERAS DURAS.
260	CASTAÑO PURPURA	HOJAS DE CEPILLOS; HERRAMIENTAS PARA CORTAR PIEDRA; PUNZONES; ESCARIADORES; TALADROS PARA MADERA.
270	PURPURA	EJES ; FLECHAS; BOTADORES; APARATOS QUIRURGICOS; HERRAMIENTAS DE PRENSAS.
280	PURPURA OSCURO	CORTAFRIOS (PARA ACERO Y HIERRO COLADO); CINCELES PARA MADERA; HOJAS DE CEPILLOS, PARA MADERAS SUAVES.
290	AZUL BRILLANTE	CORTAFRIOS (PARA HIERRO FORJADO); DESARMADORES.
300	AZUL OSCURO	SIERRAS PARA MADERA; RESORTES.

TABLA 8.8
COLORES DE REVENIDO PARA HERRAMIENTAS DE ACERO ORDINARIO AL CARBONO

Para los aceros al carbono, el intervalo de revenido de 250°C --- 450°C (aproximadamente, es un margen de división entre las aplicaciones que requieren alta dureza y aquellas que requieren alta tenacidad. Si la principal propiedad buscada es la resistencia al desgaste o alta dureza la pieza se reviene por debajo de 250°C, y si la principal propiedad es la tenacidad la pieza se reviene por encima de 450°C, el intervalo de 250°-450°C, no es recomendable, debido a que se corre el --- riesgo de que se presente la fragilidad de revenido.

En el intervalo de revenido de 450°C-650°C, continúa el crecimiento de las partículas de cementita lo que permite dar mayor claridad a la matriz de ferrita. A estas alturas los cambios en las propiedades mecánicas son bastante marcados, en comparación con las características mecánicas que se obtienen después del temple en el acero.

Las temperaturas utilizadas para el tratamiento térmico de revenido varían de acuerdo a la composición de la aleación. El tiempo utilizado para este tratamiento también varía y está asociado con el tamaño y forma de la pieza, por lo que no es posible establecer rango alguno de temperaturas de revenido para los aceros al carbono y como consecuencia las tres etapas de revenido varían para cada composición.

CAPITULO 9 " TRATAMIENTOS TERMICOS SUPERFICIALES "

9.1. Introducción.

Actualmente existen tratamientos térmicos superficiales que son utilizados en la industria del acero para conseguir superficies duras resistentes al desgaste y a la penetración. La finalidad que se persigue es obtener una capa dura en la periferia del material con un núcleo muy tenaz. Los tratamientos térmicos superficiales solamente se pueden aplicar a los aceros que contienen entre 0.08% y 0.25% de C, debido a que por su bajo contenido son los más utilizados; en algunas ocasiones se suelen aplicar dichos tratamientos superficiales a los aceros que contienen como máximo 0.40% de carbono.

Entre los tratamientos térmicos superficiales más comunes se encuentran los siguientes:

- Carburización o cementación.
- Nitruación.
- Cianuración o carbonitruación.
- Endurecimiento por flama.
- Endurecimiento por inducción.

Los tres primeros métodos cambian la composición química del material, la carburización por la adición de carbono; la nitruación por la adición de nitrógeno; la cianuración por la adición de carbono y nitrógeno. Los dos métodos restantes no cambian la composición química del acero y es poca la profundidad de dureza lograda, es decir, que la capa dura que se obtiene es mucho menor comparada con las capas que se pueden obtener con alguno de los tres primeros métodos de endurecimiento superficial.

9.2. Carburización.

El método de carburización o cementación es el más antiguo que se que se conoce para endurecer superficialmente el acero.

El proceso consiste en calentar la pieza a tratar hasta la temperatura de austenitización en un medio carburante utilizando temperaturas que normalmente oscilan entre 850°C y 950°C (la temperatura y el tiempo de permanencia depende del tipo de acero y tamaño de la pieza - principalmente) seguidas de un enfriamiento que puede ser al aire o -- temple en agua con lo que obtiene una alta dureza superficial.

Las capas de cementación que se pueden obtener por medios carburantes se pueden clasificar de la siguiente manera:

- Capas delgadas con espesores menores de 0.5 mm.
- Capas medias con espesores mayores de 0.5 mm y menores de 1.5 mm.
- Capas con espesores mayores de 1.5 mm y menores de 2 mm.

La capa cementada es la zona superficial que después del proceso queda con un contenido de carbono superior a la del acero en tratamiento. El medio carburante utilizado puede ser sólido, líquido o gaseoso.

a) Medio carburante sólido: Este puede ser carbón vegetal de madera - dura, huesos calcinados, coque etc.

El material sólido de carburización que por lo general es carbón ve getal de madera dura, debe ir mezclado con carbonato de bario que se utiliza como activador. La mezcla más utilizada es la llamada - caron que se compone del 60% de carbón vegetal y 40% de carbonato - barico con la cual se alcanzan concentraciones en la superficie del acero hasta de 1.2% de carbono.

b) Carburización por líquido. La carburización por líquido consiste en introducir en un baño de sales de cianuro la pieza a cementar, - calentándola a una temperatura comprendida entre los 850°C y 950°C.

A diferencia de la cianuración que se verá en detalle en la sección 9.3 en la cual se absorbe carbono y nitrógeno, en la carburización por líquido, la superficie del acero absorbe carbono y pequeñas cantidades que se consideran despreciables de nitrógeno.

En la carburización por sales se utilizan baños preparados a base de cianuros y agentes catalizadores, los baños se preparan con sales inertes como el cloruro de sodio y carbonato sodico, elementos como el cianuro sodico y catalizadores como el fluoruro de cerio o fluoruro de calcio. En la carburización por líquido se alcanzan profundidades de hasta 3 mm, y aunque en la superficie existen pequeños porcentajes de nitrógeno la capa dura que se obtiene es debida exclusivamente a la acción del carbono.

- c) Medio carburante gaseoso: El acero se calienta dentro de una atmósfera de monóxido de carbono y un hidrocarburo el cual se descompone a la temperatura de carburización, este hidrocarburo puede ser metano, propano, gas natural etc. La ventaja de este método consiste en que se pueden obtener capas duras desde muy poco espesor, el cual puede ir aumentando en forma proporcional conforme aumenta el tiempo, esto se logra desviando el sentido de flujo de gas cuando es necesario y manteniendo la temperatura constante. La carburización por gas permite un templado más directo, menor costo y más control de calidad con respecto a la carburización por material sólido.

Para efectuar la carburización se debe tomar en cuenta tres aspectos.

- a. 1) La formación del carbono para cementación que es la forma gaseosa: se obtiene calentando el acero rodeado de trocitos de carbón dentro de un recipiente cerrado, con el aumento de temperatura, el carbono que se desprende del carbón vegetal totalmente seco reacciona con el oxígeno que quedó atrapado dentro de la caja al ce-

rarla, formando una atmósfera de monóxido de carbono el cual se descompone a más alta temperatura formando carbono y dióxido de carbono. El carbono formado como resultado de la descomposición del monóxido de carbono es el que finalmente penetra en el acero formándose carburo de hierro al penetrar en este.

a.2) La capacidad del acero para absorber el carbono: Esta va en función del contenido de carbono de la pieza y de la temperatura de austenitización a la cual se encuentra cuando se aplica el tratamiento, es decir, que cuanto menor es la cantidad inicial de carbono que contiene la pieza, mayor es la capacidad de absorción que existe en la superficie a una temperatura de austenitización dada.

La capacidad de absorción de carbono disminuye en forma gradual, según aumenta el contenido de carbono en la pieza.

a.3) Penetración del carbono en la pieza cementada: La penetración del carbono de la periferia hacia el centro de la pieza, se dice, que se puede acelerar agregándole al caron (60% carbón vegetal y 40% de carbonato de bario), un 20% de coque que se utiliza como diluyente el cual va a incrementar la velocidad de penetración del carbono de la periferia de la pieza hacia el centro de la misma.

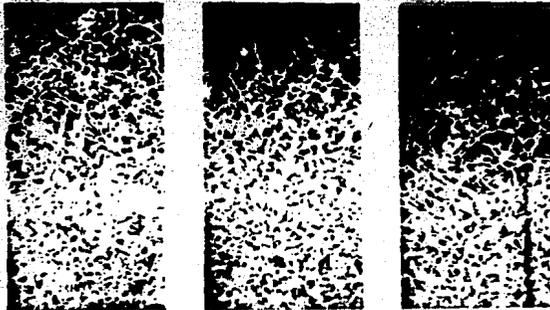


Fig. 9.1 Diferentes espesores de capa cementada correspondientes a un acero al carbono de $C = 0,11\%$.

La figura 9.1 muestra 3 fotomicrografías para representar los diferentes espesores de capa cementada para un acero de 0.11% de carbono.

La figura 9.2 muestra el gradiente de concentración de carbono alcanzado en un acero carburizado.

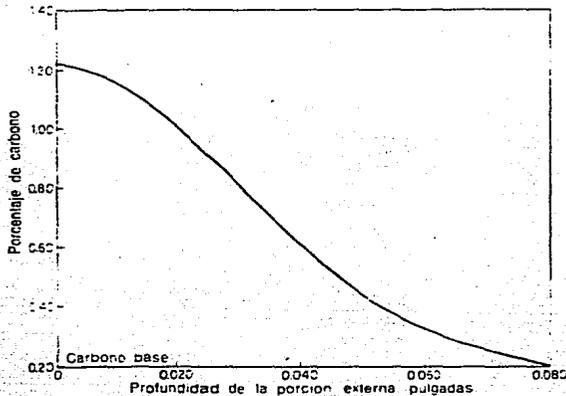


Fig. 9.2 Gradiente de concentración de carbono en un acero carburizado con 0.080 pulg. de porción externa total.

9.3. Nitruración:

Es un tratamiento superficial que se aplica al acero para obtener superficies duras, este tratamiento sólo se aplica al acero siempre y cuando la pieza a nitrurar haya sido sometida a temple y revenido.

La finalidad de aplicar el temple y revenido a la pieza de acero antes de la nitruración es conseguir que el núcleo central quede con una resistencia elevada para soportar las grandes presiones a las que sea sometida durante el trabajo. La nitruración al igual que la carbu

rización se aplica a aquellas piezas de bajo contenido en carbono.

De hecho el tratamiento térmico superficial de nitruración no se aplica comercialmente a los aceros al carbono, ya que los resultados que se obtienen no son satisfactorios debido a que estos no tienen suficientes elementos formadores de nitruros como lo son el aluminio, cromo, molibdeno, que en el último de los casos son los que forman la capa dura. El tratamiento térmico de nitruración, tiene una amplia gama de aplicaciones para los aceros aleados porque son precisamente éstos, los que mejores resultados presentan gracias al contenido de elementos formadores de nitruros.

Ahora bien, como el estudio que se realiza es sobre los aceros al carbono, se hace necesario saber que es lo que pasa si se aplica la nitruración al acero al carbono.

Como punto inicial se tiene que el hierro es un elemento formador de nitruro y es el único elemento para los aceros al carbono que realiza esta acción. Con la formación del nitruro de hierro se consigue una capa dura, delgada y muy frágil, la cual tiende a levantarse por la misma fragilidad que presenta, razón por la cual el endurecimiento superficial por nitruración casi no se aplica a los aceros al carbono. Para los casos en que es necesario aplicar la nitruración, ésta se realiza entre los 500°C y 590°C.

- Procedimiento a seguir para aplicar el endurecimiento superficial por nitruración.
- Antes de la nitruración se aplica el tratamiento térmico de temple y revenido, una vez efectuado esto, la pieza se coloca dentro de una caja cerrada que a su vez es introducida en un horno el cual se mantiene a 590°C aproximadamente. A través de la caja cerrada que se encuentra dentro del horno se hace pasar una corriente de amoníaco,-

que al calentarse se disocia formandose nitrógeno atómico, el cual - en última instancia es el que penetra en el acero para formar el nitruro de hierro, que para el caso de los aceros al carbono es el formar de la capa periférica delgada.

Como se mencionó en el caso de los aceros al carbono no es conveniente aplicar la nitruración, ya que la sola formación del nitruro de hierro en la superficie da lugar a la formación de una capa bastante delgada, dura y frágil. En el caso de los aceros aleados se obtienen mejores resultados debido a que los elementos formadores de nitruros - crean la capa dura periférica hasta de 0.6 mm con propiedades mecánicas bastante buenas como lo son dureza, resistencia a la corrosión etc.

La figura 9.3 muestra una gráfica del espesor de la capa dura que se obtiene al nitrurar a 500°C durante periodos variables de tiempo, -

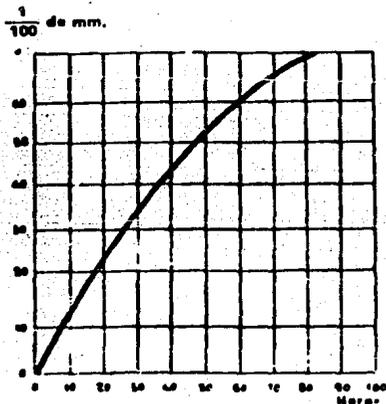


Fig. 9.3.

Espesor de capa nitrurada, que se obtiene al nitrurar a 500°C durante periodos variables de tiempo.

y en la figura 9.4 se muestra una caja para nitrurar.



Fig. 9.4 Una caja de nitrurar con su carga de piezas preparada para ser cerrada e introducida en el horno.

9.4. Carboniturración o cianurración.

Es también un tratamiento de endurecimiento superficial que es — aplicado a los aceros de bajo contenido de carbono, éste tratamiento — se diferencia de la cementación ó carburización, en que parte del endu — recimiento se consigue por la acción de nitrógeno, es decir, que el en — durecimiento de la capa periférica se debe a la acción conjunta que — presentan el carbono y el nitrógeno. En el proceso las piezas se some — ten a una atmósfera gaseosa que proviene del calentamiento de las sa — les de cianuro que se vaporizan dentro del horno. El baño consta gene — ralmente de cianuro de sodio con cloruro de sodio y carbonato de sodio para retardar la descomposición del cianuro. Para introducir el carbo — no en el acero también se puede emplear un gas carbonoso y el nitróge — no absorbido por el acero proviene del amoníaco que se incorpora al gas.

Una de las ventajas de la carboniturración, es que el nitrógeno — absorbido en el proceso disminuye la velocidad crítica de temple del — acero, esto significa que la capa periférica de un acero carboniturrado temple mucho más fácilmente, en comparación, con el acero que solo ha sido cementado.

El espesor de las capas duras obtenidas por el proceso de carboni — turración es variable y oscila entre 0.1 y 0.6 mm, en la figura 9.5 se

puede ver la influencia que tiene en el espesor de la capa carbonitrurada. La dureza de la capa suele variar entre 60 y 65 RC dependiendo de la cantidad de carbono y del nitrógeno absorbidos por la capa.

La composición de la capa exterior depende del tiempo y de la temperatura de tratamiento, de la composición de la atmósfera y del tipo de acero empleado.

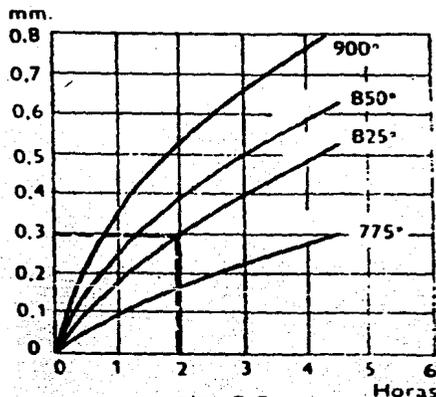


Fig. 9.5

Influencia de la temperatura y de la duración del proceso en la profundidad de la capa carbonitrurada en un acero al carbono de C = 0,08 %.

Así por ejemplo cuanto más alta es la temperatura de carbonitruración mayor es la profundidad de la capa exterior formada.

En realidad el proceso a seguir para aplicar el tratamiento térmico superficial de carbonitruración es muy parecido a la cementación gaseosa, con la diferencia, de que en la carbonitruración se incorpora el amoníaco a la atmósfera del horno.

Si una pieza se mantiene durante dos horas a una temperatura de -

825°C, alcanzará una capa dura de 0.3 mm. de profundidad para un acero al carbono de 0.08% de C. como se muestra en la figura 9.5.

9.5. Endurecimiento superficial por llama oxi-acetilénica.

El proceso de endurecimiento superficial por llama oxi-acetilénica se emplea para obtener capas duras superficiales en piezas de acero que por su forma o tamaño no se les puede aplicar alguno de los tratamientos térmicos superficiales anteriormente mencionados.

El proceso consiste en templar determinadas zonas de las piezas; calentándolas con una llama oxi-acetilénica y enseguida enfriarlas rápidamente. Se recomienda que el contenido de carbono de la pieza a tratar esté comprendido entre 0.30% de C. y 0.60% de C., para evitar que la capa superficial quede demasiado frágil.

Cuando interesa conseguir gran dureza superficial se emplean aceros al carbono, no así cuando interesa que el núcleo quede con características relativamente elevadas, para lo cual se suelen utilizar aceros aleados.

El procedimiento para aplicar el calentamiento por llama oxi-acetilénica se puede realizar de varias formas como a continuación se describen.

Se emplean instalaciones que constan de uno o varios sopletes que calientan las partes de la pieza que se desea endurecer, así como un depósito de agua o aceite que de alguna manera se utiliza para templar en forma inmediata, con lo que se obtienen superficies duras.

Las diferentes clases de instalaciones para efectuar el tratamiento térmico superficial por llama oxi-acetilénica se dividen en cuatro grupos siendo los siguientes:

1) Máquinas en que las piezas permanecen quietas y la llama de oxi-ace

tileno se mueve sobre la superficie que se va templar.

- 2) Máquinas en que el aparato de enfriamiento y la llama permanecen in móviles y lo que se mueve es la pieza.
- 3) Máquinas en que tanto la llama de oxi-acetileno como la pieza se encuentran en movimiento.
- 4) Máquinas en que se calienta una zona, se retira la llama de oxi-acetileno enseguida la pieza se retira de la máquina y se introduce en el medio templante, y así sucesivamente hasta endurecer toda la pieza.

En el último caso después del enfriamiento por inmersión se aplica el revenido para liberar al material de los esfuerzos, siendo suficiente una temperatura de 200°C. Algunas de las aplicaciones típicas son el temple de engranajes, levás, llantas metálicas de ruedas, etc.

9.6. Endurecimiento por inducción.

Es un tratamiento de endurecimiento superficial que normalmente se aplica a piezas de pequeño tamaño mediante el calentamiento de la misma por corrientes de alta frecuencia. La temperatura de austenitización se alcanza en pocos segundos y posteriormente la pieza es enfriada con ducha de agua o introducida en un recipiente con agua o aceite.

La figura 9.6 (a,b,) muestra diferentes tipos de arrollamientos de la bobina, para aplicar el tratamiento térmico de endurecimiento superficial del acero por corrientes inducidas de alta frecuencia.

Para aplicar el tratamiento por corrientes de inducción se hace pasar una corriente por un tubo de cobre en forma de espiras el cual está refrigerado interiormente por agua.

El circuito de calentamiento por inducción se puede comparar con un transformador en el que el primario está constituido por las espiras

a través de las cuales pase la corriente alterna y el secundario por la pieza que se va a calentar y que se coloca en el interior de la bobina que forman las espiras.

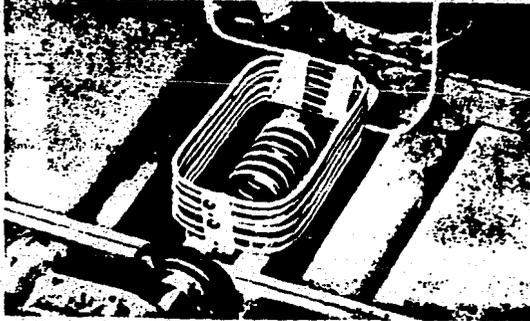


Fig. 9.6(a) Instalación para el temple de muelles por alta frecuencia.

En el caso de la figura 9.6 (a) se tiene representada una instalación especial para el endurecimiento de muelles por alta frecuencia.

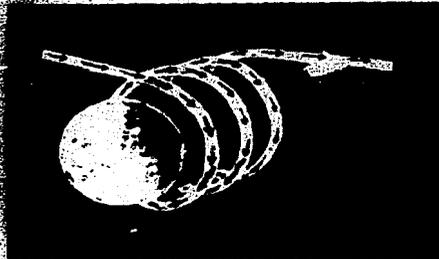


Fig. 9.6 (b) La capa periférica de la pieza de acero se calienta - rápidamente al ser atravesada por corrientes eléctricas inducidas de alta frecuencia. (corrientes de Foucault.)

En el caso de la figura 9.6 (b) el paso de la corriente a través de las espiras (bobina) calienta rápidamente la superficie de la pieza,

con lo que se encuentra preparada para el temple.

Existen varios arreglos para las bobinas y éstos se muestran en la figura 9.7 y que son las siguientes:

- a) Un solenoide simple para calentamiento externo.
- b) Bobina para calentamiento interno.
- c) Bobina tipo plato para pastel, diseñada para proporcionar altas densidades de corriente en una banda angosta.
- d) Bobina de una sola vuelta para recorrer a lo largo de una superficie giratoria.
- e) Bobina tipo torta para calentamiento localizado en un punto específico.

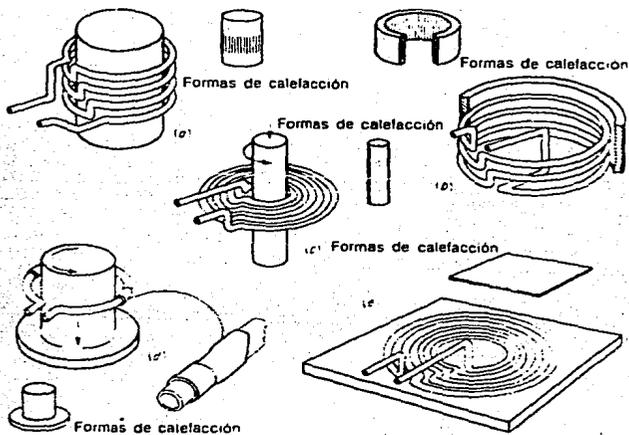


Fig. 9.7 Arrollamientos para unidades de alta frecuencia y los modelos caloríficos obtenidos por cada una (tomada del libro Metals - handbook, vol. 2 American Society for Metals, Metals Park - Ohio, 1964)

En esta figura se muestran los diferentes tipos de arrollamientos para unidades de alta frecuencia y los modelos caloríficos obtenidos por cada uno.

CAPITULO No. 10 " TRATAMIENTO EXPERIMENTAL DE TEMPLE Y REVENIDO "

10.1. Introducción.

La industria Acero Solar, S. A., es el primer fabricante de aceros grado herramienta en México, así como fabricante de aceros para usos especiales y grado maquinaria. La variedad de aceros que produce están constituidos por diversos elementos como son: carbono, silicio, cromo, níquel, wolframio, vanadio, molibdeno y cobalto, que en cantidades adecuadas forman toda la gama de aceros grado herramienta y grado maquinaria.

La producción de aceros aleados que fabrica Acero Solar, S. A., es bastante amplia y debido al elevado número de éstos, se puede considerar que el acero al carbono no se produce; sin embargo, se utilizaron sus laboratorios para realizar diversos experimentos en el acero, cuyo contenido es de 0.45% de C.

Tipo de acero 1045 de Aceros Fortuna de 2.54 cm. de diámetro, la composición real de este acero es la siguiente.

Clave Aceros Fortuna	GB 4
Análisis típico	a) 0.45% de carbono.
	b) 0.25% de silicio.
	c) 0.65% de manganeso.

Es un acero al 0.45% de carbono para construcción de maquinaria según especificaciones.

El objeto de realizar un estudio práctico de un acero al carbono como lo es el 1045, es conocer directamente los cambios que presenta su microestructura al ser sometida a diferentes tratamientos térmicos y que finalmente son los responsables de los cambios que existen en las propiedades mecánicas, como lo son la dureza, tenacidad, ductilidad etc. Este estudio práctico solo se enfoca a los tratamientos térmicos

de temple y revenido. Otro de los objetivos principales es el de observar la microestructura que posee el acero antes y después del tratamiento térmico aplicado.

Se hace hincapié en que la práctica realizada en Acero. Solar, S.A. no fue exhaustiva y únicamente estuvo enfocada al estudio y observación de los cambios de dureza y microestructura que experimenta el acero — después del tratamiento térmico de temple y los cambios de dureza que experimenta después del tratamiento térmico de revenido.

10.2. Material y equipo utilizado:

- Tramo de barra de acero al carbono 1045 de 2.54 cm (1") de ϕ . De dicha barra se cortaron 22 probetas de 2.54 cm (1") de longitud y dos probetas de 5.08 cm (2") de longitud.
- Máquina cortadora de disco marca BUEHLER LTD 10-1000, 4600 rpm.
- Lijas de carburo de silicio de diferente tamaño de grano (Núm 100 a Núm. 600).
- Reactivo químico (nitál al 4%).
- Máquina de dureza WILSON ROCKWELL B. C.
- Microscopio.

10.3. Preparación de probetas para análisis metalográfico.

- a) Corte de la probeta: Este se realiza de preferencia con disco en una máquina de corte para obtener una superficie plana. El corte se realiza lentamente para evitar el calentamiento de la pieza.
- b) Pulido basto y fino: Se pule la probeta con lija de carburo de silicio de diferente tamaño de grano, empezando por la del número 100 y terminando con lija del número 600.

Para obtener una superficie de acabado o pulido fino, se recomienda que al realizar el cambio de lija [del Núm. 100 al 200 etc.], la probeta sea girada 90° y pulir hasta que el nuevo sentido de pulido borre al anterior.

- c) Pulido a espejo: Este se hace normalmente en un paño que se encuentra sobre un disco rotatorio. Durante la operación de pulido se agrega alúmina para evitar rayaduras así como agua para evitar un posible calentamiento y poder obtener una superficie totalmente pulida.
- d) Se ataca con algún reactivo químico que puede ser nital al 2% ó 4% durante un período corto de tiempo (4 a 15 segundos), según sea el tipo de estructura a observar.
- e) Se observa al microscopio.

De las 22 probetas inicialmente cortadas se tomó una de ellas para observar los constituyentes que forman al acero tal y como se vende en el mercado, es decir sin tratamiento térmico alguno.

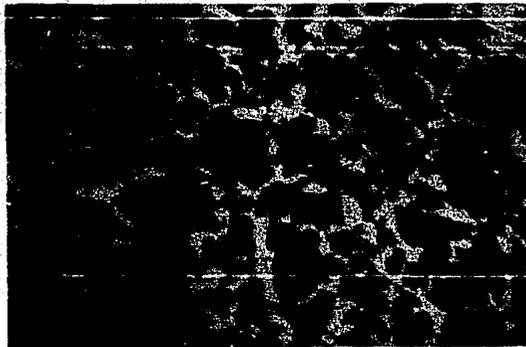


Fig. 10.1 (Perlita 400 aumentos).

Después de preparar la probeta para análisis metalográfico, ésta se colocó en el microscopio observándose que la microestructura está formada por ferrita y perlita ($\alpha + \text{Ca}$) como se muestra en la fotomicrografía (Fig. 10.1), para obtenerla se atacó la probeta con nital al 4% durante 4 segundos, se colocó en el microscopio y se observó a 400 aumentos, en ésta las partes oscuras muestran a la perlita y las zonas claras a la ferrita.

El acero en estas condiciones posee menor dureza en comparación con el acero que ha recibido algún tratamiento térmico.

La fotomicrografía (figura 10.2), muestra la misma estructura de la fotomicrografía (figura 10.1), pero a una ampliación mayor (1000 aumentos).

El objeto de tomar la misma estructura a 1000 aumentos, es la de observar la forma laminar que posee la perlita, que como se indicó en su oportunidad, está constituida por laminillas de carburo en una matriz de ferrita.



Fig. 10.2 (Perlita 1000 aumentos)

La fotomicrografía (figura 10.3), también tomada de la misma probeta a 1000 aumentos, está enfocada a una zona de mayor ocupación de la ferrita, que como se observa esta dada por las zonas blancas.



Fig. 10.3 Ferrita 1000 aumentos

Para observar claramente una microestructura, se recomienda que durante el corte de la probeta que se va a analizar, éste se realice con disco en una máquina de corte, siéndo necesario que dicho corte sea efectuado utilizando algún medio refrigerante, de preferencia aceite soluble en lugar de agua, ésto para evitar que durante el corte exista algún sobrecalentamiento que altere la microestructura en la cara de la probeta a analizar provocando resultados erróneos.

10.4. Tratamiento experimental de temple.

El acero después del tratamiento térmico de temple cambia la estructura a martensita, dando lugar a que exista un aumento en dureza. La estructura de martensita que posee el acero al carbono 1045 se muestra en la fotomicrografía (figura 10.4).

Para fines prácticos se tomaron las dos probetas cortadas de 5.08 cm (2") de longitud a decir, "X" y "Y" a las cuales se les tomó la dureza transversalmente como se representa en la figura 10.5 (a), enseguida se colocaron dentro del horno y se calentaron hasta alcanzar la temperatura de 815°C; se mantuvo a esta temperatura durante 20 minutos para lograr y obtener una estructura totalmente homogénea e inmediatamente después se sacaron del horno procediéndose a enfriar drásticamente en agua.

A continuación se pulió una de las caras templadas, se atacó con nital al 4% durante 9 segundos y se observó al microscopio la estructura de martensita como se muestra en la fotomicrografía (figura 10.4).



Fig. 10.4 Martensita 1000 aumentos

Enseguida se procedió a cortar las piezas templadas muy lentamente con disco en partes iguales, se tomó una parte de cada una de las probetas y se pulieron las caras cortadas, inmediatamente utilizando la máquina de dureza WILSON ROCKWELL B. C. se determinó la dureza trans-

versal de cada una de las piezas. Los resultados de dureza transversal después del temple se tienen en la figura 10.5 (b).

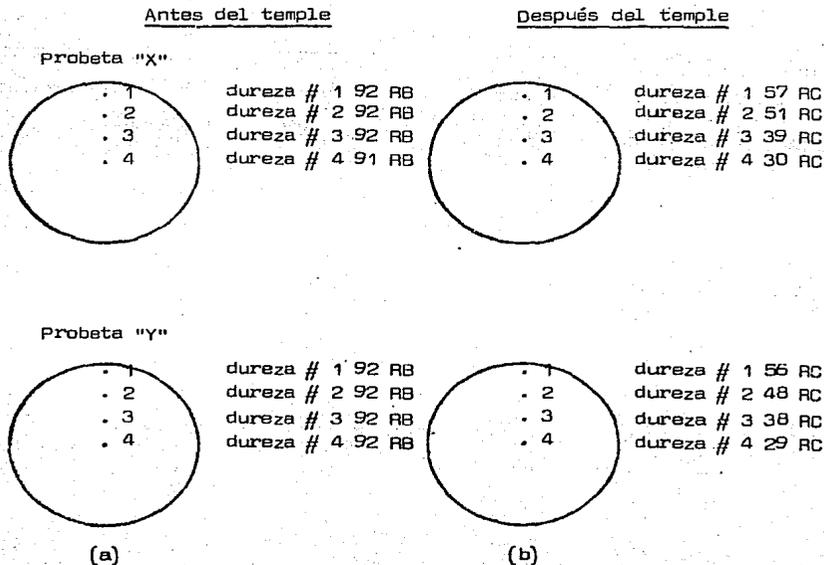


Fig. 10.5

La dureza fue tomada al azar calculando puntos igualmente distanciados desde la periferia al centro de la barra en dirección transversal.

La pieza antes del tratamiento térmico posee una estructura homogénea en su totalidad, sin embargo, después del tratamiento térmico de temple, la dureza de ésta no es la misma y va disminuyendo conforme se incrementa la distancia de la periferia al centro de la barra. La dureza que posee la pieza de acero después del temple, depende del medio de enfriamiento utilizado. Si se analizan los resultados de dureza de la pieza templada, se observa que la dureza disminuye conforme se incre

zó con el calentamiento es de 750°C. Bajo esta condición de temperatura y para este acero, aún existen núcleos de ferrita proeutectoide intercalados entre zonas de austenita. Con el temple desde ésta temperatura la austenita se transformará a martensita y la ferrita proeutectoide no se modifica, siendo ésta la razón por la que después del temple se presenten regiones blandas intercaladas entre las regiones duras de martensita. El razonamiento se hace extensivo para las probetas "B" y "C".

En el caso de las probetas D, E, F, G del mismo acero, éstas se calentaron dentro del rango establecido (815°C) y posteriormente se templaron en agua. El temple de las probetas realizado bajo estas condiciones es el indicado para el acero de esta composición (capítulo 7). Como se observa en la tabla 10.1 la dureza que se obtiene en la periferia de la pieza es homogénea.

Las probetas H, I, J, K también se calentaron a 815°C, se templaron en aceite y se procedió a tomar dureza de cada una de ellas. Como se observa, los resultados son homogéneos y también se muestran en la tabla 10.1.

Es importante seleccionar el medio de enfriamiento al temprar una pieza de acero, debido a que de éste depende en forma directa la dureza que adquiere la pieza después de haber aplicado el tratamiento de temple.

Entre más drástico sea el enfriamiento de la pieza de acero, mayor será la dureza y mayores serán las tensiones internas que presente el material, lo cual ocasiona que éste último sea altamente frágil.

El tratamiento de temple se debe aplicar correctamente, porque a menudo le sigue un tratamiento térmico de revenido.

10.5. Tratamiento experimental de revenido.

El objeto de aplicar el tratamiento térmico de revenido es el de

menta la distancia de la periferia al centro.

A la profundidad de dureza que se obtiene en el acero durante el temple se le conoce como templabilidad (capítulo 7), y ésta se incrementa cuando el contenido de carbono en el acero es mayor.

La templabilidad o capacidad de endurecimiento que experimentan los aceros al carbono, es menor, en comparación con la profundidad de dureza que alcanzan los aceros aleados, debido a que en éstos últimos, los elementos de aleación aumentan la capacidad de endurecimiento cuando se les aplica el tratamiento térmico de temple.

Otro de los ensayos realizados consiste en lo siguiente: De las probetas inicialmente cortadas se tomaron 11 probetas las cuales se identificaron con letra de golpe de la "A" a la "K", se prepararon siguiendo los pasos 1 y 2 del método de preparación de probetas, después se les tomó dureza y se templaron en agua desde diferente temperatura y en aceite desde 815°C. El objeto de realizar este ensayo fue analizar el comportamiento que presenta el material en su estructura y relacionarlo directamente a la dureza. Los resultados de dureza se expresan en la tabla 10.1

Para el caso de las probetas A, B, C, la temperatura apropiada para realizar el temple es de 815°C, sin embargo, éstas se calentaron a diferentes temperaturas por debajo de 815°C y se templaron en agua (las condiciones de tiempo y temperatura están especificadas en la tabla 10.1). La finalidad que se persigue al realizar el tratamiento de temple bajo estas condiciones, es únicamente comprobar que no es conveniente aplicar el tratamiento térmico sin alcanzar la temperatura de temple (capítulo 7) por la razón que a continuación se indica.

Como se observa en la tabla 10.1 la dureza obtenida en la pieza (A, B, C) "NO ES HOMOGENEA", esto se debe a que la pieza de acero no alcanzó la total transformación a austenita durante el calentamiento, así por ejemplo para el caso de la probeta "A" la temperatura que alcan

ACERO DE COMPOSICION 1045 PROBETAS DE 1" DE Ø X 1" DE LONG.

PROBETA	DUREZA	TRATAMIENTO TERMICO	TEMPERATURA °C	TIEMPO	DUREZA
A	91 RB	TEMPLE AGUA	750°	45 Min	45, 43, 52, 47 51, 39, Rc
B	91.5 RB	TEMPLE AGUA	775°	45 Min	47, 52, 42, 46 41, 55, Rc
C	92 RB	TEMPLE AGUA	800°	45 Min	55, 52, Rc
D	91.5 RB	TEMPLE AGUA	815°	45 Min	58 Rc
E	92 RB	TEMPLE AGUA	815°	45 Min	58 Rc
F	91 RB	TEMPLE AGUA	815°	45 Min	57 Rc
G	92.5 RB	TEMPLE AGUA	815°	45 Min	58 Rc
H	91.5 RB	TEMPLE ACEITE	815°	45 Min	102 RB
I	91.5 RB	TEMPLE ACEITE	815°	45 Min	102 RB
J	91 RB	TEMPLE ACEITE	815°	45 Min	101 RB
K	91 RB	TEMPLE ACEITE	815°	45 Min	101 RB

TABLA 10.1

RESULTADOS DE DUREZA ANTES Y DESPUES DEL TRATAMIENTO TERMICO DE TEMPLE.

observar la disminución de dureza que experimenta la pieza de acero al elevar la temperatura de revenido.

Para este caso en particular se tomaron las restantes 10 probetas y se aplicaron los pasos 1 y 2 del método de preparación de probetas - y se procedió a marcar con letra de golpe a cada una de éstas, correspondiendo la letra "A" a la primera y así sucesivamente hasta la letra "J". Enseguida se calentaron hasta la temperatura de 815°C, se mantuvieron dentro del horno durante 30 minutos para lograr una estructura homogénea e inmediatamente después se sacaron del horno y se templaron en agua.

La columna 2 de la tabla 10.2 presenta los resultados de dureza - que poseen cada una de las probetas de acero 1045, una vez realizado - el tratamiento térmico de temple.

A continuación se tomaron las probetas de par en par y se sometieron a diferentes temperaturas de revenido como indica la columna 4.

Explicación de la tabla 10.2.

A las probetas "A" y "B" se les aplicó el tratamiento térmico de revenido a la temperatura de 250°C, éstas se mantuvieron durante 20 minutos en el interior del horno y momentos después se sacaron del mismo dejándose enfriar al aire. De igual forma se procedió a realizar el - tratamiento térmico de revenido a las probetas "C" y "D" pero a la temperatura de 300°C.

A las probetas "E" y "F" se les aplicó el tratamiento térmico de revenido a la temperatura de 375°C, se mantuvieron durante 20 minutos dentro del horno y posteriormente se sacaron del mismo dejándose enfriar al aire, de igual forma se procedió a efectuar el tratamiento térmico de revenido a las probetas "G" y "H" pero a una temperatura de 450°C.

Por último a las probetas "I" y "J" se les aplicó el tratamiento térmico de revenido a la temperatura de 525°C, una vez que dichas pro-

Se calentaron las probetas a temperatura de 815°C, se mantuvieron dentro del horno durante 30 Minutos e inmediatamente después se secaron del mismo y se templaron en agua. La dureza obtenida en cada una de las probetas después del temple se especifica en la segunda columna. A éstas probetas se aplicó el tratamiento térmico de revenido a diferentes temperaturas, mostrándose los resultados en la columna número 6.

1 PROBETA	2 DUREZA	3 TRATAMIENTO TERMICO	4 TEMPERATURA °C	5 TIEMPO	6 DUREZA
A	58 Rc	REVENIDO	250°	20 Min	55 Rc
B	58 Rc	REVENIDO	250°	20 Min	56 Rc
C	58 Rc	REVENIDO	300°	20 Min	53 Rc
D	58 Rc	REVENIDO	300°	20 Min	52 Rc
E	58 Rc	REVENIDO	375°	20 Min	49 Rc
F	58 Rc	REVENIDO	375°	20 Min	48 Rc
G	58 Rc	REVENIDO	450°	20 Min	44 Rc
H	58 Rc	REVENIDO	450°	20 Min	44 Rc
I	68 Rc	REVENIDO	525°	20 Min	34 Rc
J	68 Rc	REVENIDO	525°	20 Min	34 Rc

TABLA 10-2

RESULTADOS DE DUREZA ANTES Y DESPUES DEL TRATAMIENTO TERMICO DE REVENIDO.

betas se mantuvieron dentro del horno durante 20 minutos, se sacaron - del horno dejándose enfriar al aire.

Los resultados de dureza que se obtienen para las diferentes probetas, una vez que se ha realizado el tratamiento térmico de revenido en cada una de ellas, esta dado en la columna 6 de la tabla 10.2.

La curva de revenido que se dibuja en la figura 10.6 se obtiene a partir de los resultados de dureza de la tabla 10.2 y de las temperaturas de aplicación utilizadas en el tratamiento térmico de revenido.

Como se observa en la curva de revenido, entre más alta sea la temperatura para aplicar el tratamiento de revenido, mayor será la disminución de dureza.

Quando solamente sea necesario disminuir o eliminar las tensiones internas sin variar la dureza de la pieza después del templado, el tratamiento de revenido se realiza a baja temperatura.

Para seleccionar adecuadamente la temperatura de revenido a aplicar, hay que tomar en cuenta el tipo de acero al cual puede ser al alto o bajo carbono, en el caso de los aceros aleados hay que tomar en cuenta la composición de la aleación.

El comportamiento de las propiedades mecánicas en el acero al carbono durante el tratamiento térmico de revenido, es el siguiente:

- a) Dureza: Esta disminuye proporcionalmente con el aumento de la temperatura al aplicar el revenido.
- b) Tenacidad: Aumenta conforme disminuye la dureza.
- c) Ductilidad: Aumenta conforme disminuye la dureza.
- d) Resistencia tensil: Disminuye conforme la dureza desciende.

En lo que respecta al tratamiento térmico de recocido el análisis experimental no se efectuó por las siguientes causas:

Curva de revenido (Disminución de dureza)

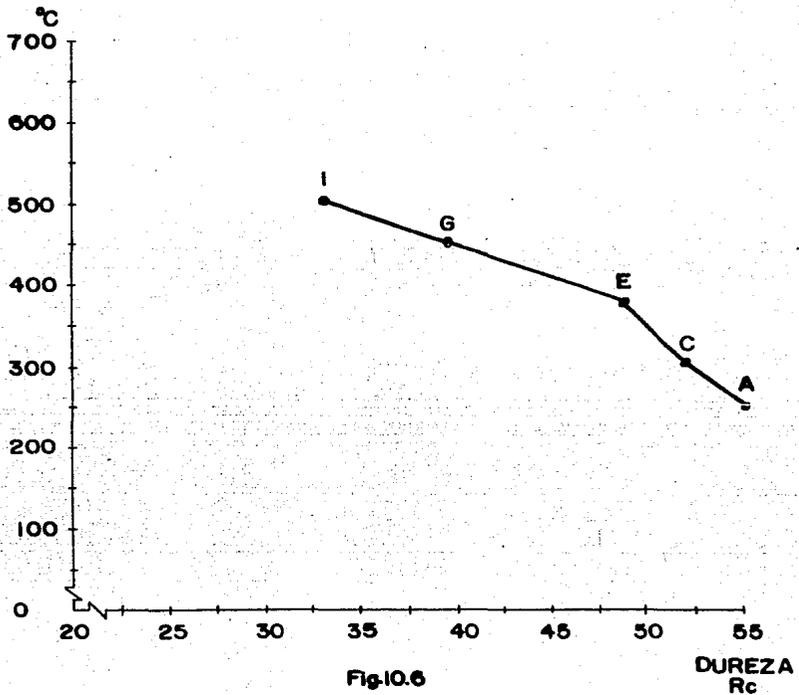


Fig.10.6

Variación de la dureza del acero 1045 templado en agua y revenido a diferentes temperaturas. Las probetas se mantuvieron durante 20 minutos dentro del horno, se sacaron dejándose enfriar al aire y posteriormente se les tomó la dureza. La tabla 10.2 muestra los resultados obtenidos.

- a) El tratamiento de recocido presenta un panorama más explícito de los cambios que experimenta el material, cuando se somete al proceso de trabajo en frío y posteriormente se calienta a diferentes temperaturas (capítulo 6).

Uno de los motivos principales de no realizar el tratamiento experimental de recocido, es precisamente que no se contaron con los medios suficientes para obtener la pieza trabajada en frío.

- b) En el caso del recocido de esferoidización, no se efectuó por carecer del horno para el tratamiento, así como del tiempo necesario para realizarlo.
- c) En el acero 1045 que se analiza, el proceso de recocido casi no tiene aplicación industrial, salvo en casos especiales.

CONCLUSIONES

- La Tesis desarrollada a parte de ser interesante, pasa a formar parte de los cimientos teóricos para el estudio de los aceros al carbono.
- En ésta se analizan los cambios que existen en las propiedades mecánicas, cuando el acero se somete a algún tratamiento térmico.
- Se describe la secuencia a seguir para realizar el tratamiento térmico en alguna pieza de acero al carbono, considerando factores como son: la composición del material, tamaño y forma de la misma. En base a estos factores se selecciona tanto la temperatura como el tiempo de permanencia de la pieza a tratar en el horno.
- Se cuenta además con gráficas que se utilizan prácticamente, en donde se seleccionan las temperaturas adecuadas para realizar cualquier tratamiento térmico.
- Es necesario respetar las condiciones de tiempo y temperatura establecidas para cualquier composición al realizar determinado tratamiento térmico, con la finalidad de obtener las propiedades mecánicas deseadas, con lo que se consigue; confiabilidad en la pieza durante el trabajo.
- En general el tratamiento térmico es una serie de operaciones de calentamiento y enfriamiento aplicados a una pieza de acero, con el fin de modificar propiedades como son: dureza, tenacidad, resistencia, ductilidad etc.
- Actualmente el tratamiento térmico es en realidad uno de los procesos que ha alcanzado bastante aplicación en el acero, debido a que con los resultados que se obtienen, se cuenta con aceros que son resistentes al desgaste, resistentes a la tracción, resistentes al impacto etc.

- Un tratamiento térmico realizado fuera de especificación no alcanzará propiedades mecánicas deseadas con lo que disminuye en mucho la vida (horas de trabajo) de la pieza tratada térmicamente.
- Para seleccionar el tratamiento térmico adecuado se consideran los siguientes factores.
 - Trabajo al que será sometida la pieza de acero.
 - Tipo de material a utilizar.
 - Tamaño de la pieza.
 - Forma de la pieza.
 - Composición de la pieza.

Bibliografía

- (1) Tratamientos térmicos de los Aceros. Autor: José Apraiz Barreiro, octava edición. Editorial Dossat, S. A. (Barcelona).
- (2) Principios de Metalurgia Física. Autor: Robert E. Reed - Hill. Segunda edición. Editorial C.E.C.S.A.
- (3) Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation — Diagrams. American Society for Metals. Edited Metals Park, Oh. 44073.
- (4) Heat Treater's Guide. Standard Practices and Procedures for — Steel. Edited by Paul M. Unterweiser. American Society for Metals. Copyright 1982.
- (5) Principles of Heat Treatment of Steel. Ma. Grosman and E.C. — Bain. Edited American Society for Metals, Metals Park Oh. 1964.
- (6) Metal's Handbook. Vol. 7, 8th edition. American Society for — Metals.
- (7) Metal's Handbook. Vol. 8, 8th edition. American Society for — Metals.
- (8) Metalografía y Tratamiento Térmico de los Metales. Autor Yu. M. Lautin. Tercera edición. Editorial Mir Moscú.
- (9) Fundamentos de Ciencia de Materiales. Autor: A. G. Guy. Editorial Graw-Hill.
- (10) Metalurgia del acero. Autor: V.A. Kurdin. Editorial Mir Moscú.
- (11) Introducción a la Metalurgia Física. Autor: Sidney H. Avner. — Segunda edición. Mc Graw - Hill.
- (12) Ingeniería Metalurgica. Tomo I. Autor: Raymond A. Higgins. — Editorial C.E.C.S.A.
- (13) Ingeniería Metalurgica. Tomo II. Autor: Raymond A. Higgins. — Editorial C.E.C.S.A.
- (14) Soldadura y Metalurgia. Autor: Guillermó Fernández Flores. — Editorial C.E.C.S.A.
- (15) Materiales de Ingeniería y sus Aplicaciones. Autor: Richard A. Flinn, Paul K. Trojan, Mc Graw-Hill.

- (16) Materiales para Ingeniería. Autor: Lawrence H. Van Vlack. -- Editorial C.E.C.S.A.
- (17) Tratamiento Térmico de los Metales. Manuales Delmar. Editorial Reverte Mexicana, S. A.
- (18) Enciclopedia de las Ciencias. Tomo 9, cuarta edición. Editorial Cumbre.
- (19) Por la vía del Acero. Vol. 8 No. 120, Septiembre 1986. Revista editada por el Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología.
- (20) Manual del Ingeniero Mecánico. Octava edición (segunda edición - en español); Autor: Mc. Graw-Hill.
- (21) Lo que queremos saber de la técnica. Autor: Alex Rex..Editorial Everest.
- (22) El fuego que cose al metal, autor: V.E. Patón, A.N. Kornienko, -- Editorial MIR Moscú 1980.
- (23) Metals Progress. vol. 123, February 1983. Copyright by American Society for Metals.