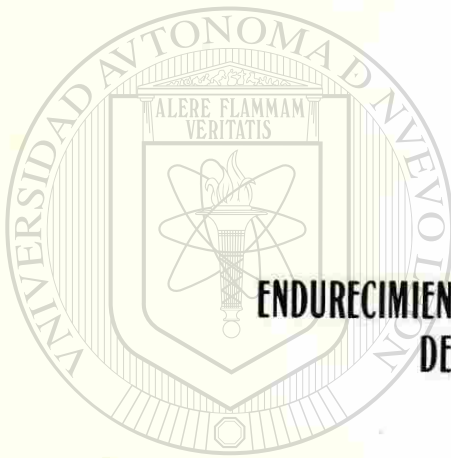
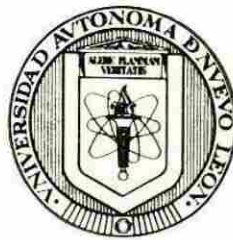


**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO**



**ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL DEL ACERO POR DIFUSION  
DEL CARBONO EN HIERRO GAMMA**

**TESIS**

**EN OPCION DEL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD EN METALURGIA**

**P R E S E N T A**

*Ing. José Ernesto Bernal Ávalos*

**SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L.**

**DICIEMBRE 1994**

U  
ONOM  
RAL D

TM

Z5853

.M2

FIME

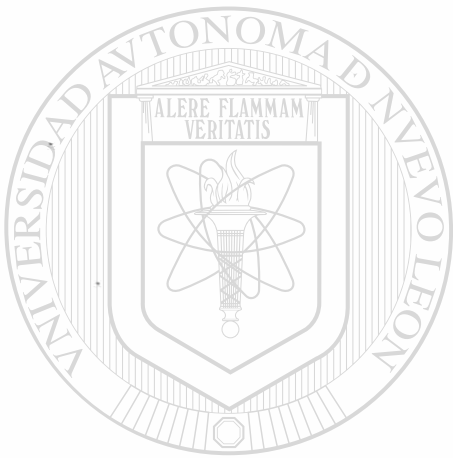
1994

B4





1020070668



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

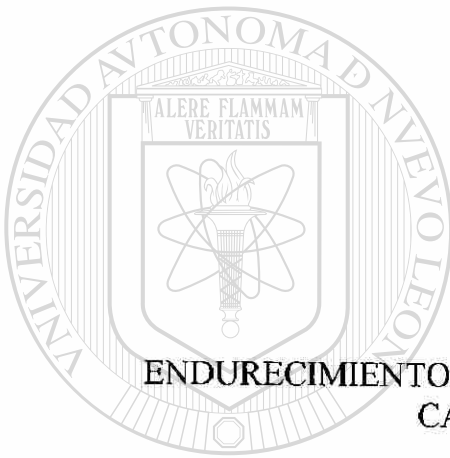
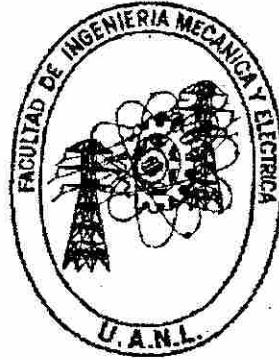


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL DEL ACERO POR DIFUSION DEL  
CARBONO EN HIERRO GAMMA

TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

EN OPCION DEL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD EN METALURGIA

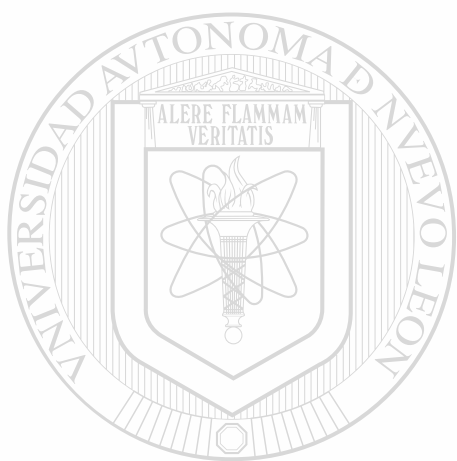
QUE PRESENTA

JOSE ERNESTO BERNAL AVALOS

SAN NICOLAS DE LOS GARZA N.L.

DICIEMBRE 1994

TM  
Z58.3  
.M2  
FILE  
1994  
B4

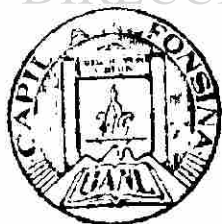


# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

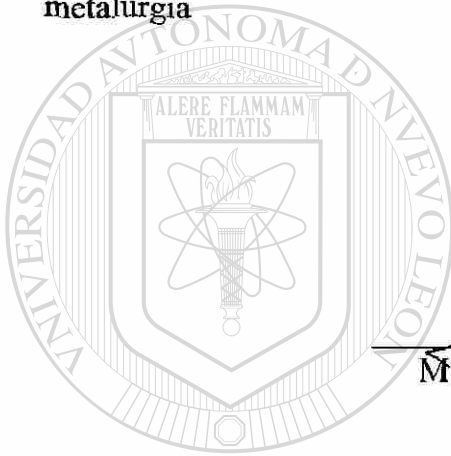


FONDO TESIS

166784

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO

Los miembros del comite de tesis recomendamos que la presente tesis realizada por el Ing. José Ernesto Bernal Avalos sea aceptada como opción para obtener el grado de maestro en ciencias de la ingeniería mecánica con especialidad en metalurgia



El comite de tesis

M. en C. Joel Puente Sánchez  
Asesor

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

M. en C. José Estrada Rodríguez  
Coasesor

M. en C. Tomas Salinas Rodríguez  
Coasesor

División de Estudios de Post-grado

San Nicolás de los Garza N. L. Diciembre \_\_\_\_ del 1994

## PROLOGO

El presente trabajo ha sido realizado con el objeto de construir un soporte para futuras investigaciones en Ingeniería de Materiales ferrosos. Incluye información de primer nivel en el proceso de difusión de carbono en hierro gamma en la zona superficial. Así como estudios metalográficos de diversas aleaciones ferrosas con sus respectivas fotomicrografías.

Además un aspecto comparativo entre el proceso de endurecimiento convencional y el proceso de endurecimiento termoquímico incluyendo diagramas de transformación de enfriamiento continuo, tablas y figuras ilustrativas.

También se hace referencia a los valores mecánicos obtenidos en el proceso de difusión como consecuencia de la alteración microestructural sufrida en la zona superficial de las aleaciones.

Por otra parte se incluye información de todos los equipos para baños de cementación y los cementantes utilizados, así como sus concentraciones más adecuadas para cada proceso. Nos indica además los procedimientos más utilizados para la determinación de la profundidad de la capa cementada, así como las ventajas y desventajas de cada uno de ellos.

Se hace referencia al tipo de tratamiento que se efectúa después de cementado, para tener las condiciones mecánicas más adecuadas tanto en la superficie de la pieza como en el núcleo de la misma.

Por último se incluye un capítulo sobre la cementación y tratamiento en el hierro colado donde se habla sobre los tratamientos para endurecimiento superficial en las fundiciones, sus características y condiciones más adecuadas para desarrollarlo.

DIRECCION GENERAL DE BIBLIOTECAS

## Síntesis

### Capítulo 1

Se analiza las diferentes formas de clasificaciones de los aceros tomando en cuenta varios métodos de clasificación como los son: según su contenido de carbono en aceros hipoeutectoides, eutectoides y aceros hipereutectoides, también se clasifican en aceros de bajo carbono, medio carbono y alto carbono. Según su uso final que se le dará al acero, como acero para máquinas, para resortes, para calderas, estructural o acero para herramientas. Según el método de fabricación o manufactura como son acero bessemer, de hogar abierto, de horno eléctrico, de crisol, acero al oxígeno. Según su composición química indica por un sistema numérico el contenido aproximado de los elementos importantes en el acero.

### Capítulo 2

Dentro de la clasificación de los aceros según el contenido de carbono se presenta en las micro estructuras que presentan los aceros hipoeutectoides, eutectoides e hipereutectoides.

En la clasificación de los aceros desde el punto de vista de sus aplicaciones se dividen en 1) Aceros de fácil en formación en frío, 2) Aceros para tratamientos termoquímicos, 3) Aceros estructurales de alta resistencia mecánica 4) Aceros para herramientas y matrices, 5) Aceros inoxidable y 6) Aceros para otras aplicaciones. También se presenta tablas con algunos ejemplos de cada caso

### Capítulo 3

Analizamos los diferentes tratamientos denominados termoquímicos que nos modifican la composición química en la superficie de los aceros así como se analiza materiales cementantes sólidos, cementantes líquidos atmósferas cementantes gaseosas y finalmente atmósferas nitrurantes.

Algunas aplicaciones industriales requieran una superficie dura y resistente al desgaste llamada capa o región superficial y una relativamente suave y tenaz en su interior llamada parte interna, se analizan los métodos que cambian la composición química superficial del acero como son la carburización por la adición de carbono, la nitruración, por la adición de nitrógeno y la cianuración por la adición de carbono y de nitrógeno.

**Cementación sólida.** Se analizan algunos métodos para efectuar la cementación con materias sólidas, se señalan tres fases diferentes: 1) producción de carbono naciente en las proximidades del acero, 2) Absorción del carbono en la zona periférica del acero y 3) difusión del carbono hacia la zona central, también se marcan los principales inconvenientes de los cementantes sólidos.

**Cementación líquida.** Es un método de endurecimiento superficial en el hierro y el acero por calentamiento en un baño de cianuro líquido donde se genera la difusión del carbono en el hierro gamma, también se analiza tipos de baños como son de casco ligero y casco profundo, se analiza la penetración de carbono en acero ordinario y aceros aleados a

diversas temperaturas mediante gráficas, así como penetración del carbono en aceros para tiempos y temperaturas variables.

**Cementación gaseosa.** Habiendo estudiado el papel tan importante que desempeña el óxido de carbono (CO) en la cementación con materias sólidas parece que bastaría colocar las piezas en presencia de ese gas a elevada temperatura para conseguir una capa endurecida. Sin embargo la práctica ha demostrado que de esta forma no se consiguen buenos resultados y que para obtener capas cementadas de composición y espesor homogéneos es necesaria la presencia de hidrocarburos en la atmósfera carburante además del óxido de carbono. Se presentan principales gases utilizados como superficie carbonosa en gases carburizantes así como principales variables de proceso.

**Nitruración gaseosa.** Es un procedimiento de endurecimiento superficial en el que por absorción de nitrógeno se consiguen durezas extraordinarias en la periferia de durezas de acero, se analizan las principales ventajas de este proceso así como la teoría de la nitruración. Se estudia el diagrama hierro-nitrógeno como base de este proceso.

Se analiza la información que afecta el endurecimiento convencional del acero como es la composición tamaño de grano, tamaño de las piezas y medio de enfriamiento así como los factores que intervienen en el temple del acero. Las curvas  $<S>$  como son afectadas por la variación en su composición principalmente el contenido de carbono, manganeso y cromo, así como la influencia del tamaño de grano que modifica la situación y la forma de la curva  $<S>$ , modificándose por tanto como es natural la velocidad crítica de temple, en aceros de la misma composición. Las velocidades críticas de temple de los aceros de grano grueso son menores que las velocidades críticas de temple de los aceros de grano fino.

Se analiza también la influencia del medio de enfriamiento junto con el tamaño y forma de las piezas son los factores que deciden la velocidad de enfriamiento de las piezas de acero en los tratamientos térmicos, también se dan tablas de velocidad relativas de enfriamiento en una bola de 4 milímetros templada desde 850° C.

Se estudia características de los procesos de enfriamiento en el temple de los aceros para conocer la influencia que sobre el temple ejercen los diferentes medios de enfriamiento, es interesante estudiar las etapas que se presentan en estos procesos. La elección del medio de temple para obtener en el temple de los aceros los mejores resultados conviene utilizar el medio de enfriamiento menos energético que sea capaz de comunicar al acero una velocidad de enfriamiento superior a la crítica, también se especifica algunos medios de enfriamiento más empleados en el temple de los aceros como son el agua, aceite, plomo, mercurio y sales fundidas.

#### Capítulo 4

También contemplamos la templabilidad o penetración de temple que se obtiene de los aceros, así como diversos métodos para estudiar el comportamiento de los aceros en el temple como son: examen de fracturas, examen de dureza, de redondos de diferentes diámetros templados, determinación de las curvas de dureza empleando discos de aceros, curvas de resistencia y ataque químico de las secciones templadas.

**Revenido.** Su objeto no es eliminar los efectos del temple si no modificarlos disminuyendo la dureza y resistencia, aumentando la tenacidad y eliminando tensiones

internas también se analiza la teoría del revenido estudiando sus etapas que suceden durante el proceso.

### Capítulo 5

**El Fenómeno de difusión.** Consiste simplemente en que los átomos de un sólido saltan continuamente de una posición en la estructura a otra vecina. Como resultado de la energía térmica, todos los átomos están constantemente vibrando alrededor de su posición de equilibrio. La energía asociada a estas vibraciones térmicas es suficiente para ser que, en condiciones apropiadas, un átomo salte abandonando la posición que ocupaba en la red. Evidentemente la temperatura es un factor importante que determina la posibilidad que ocurra un salto.

### Capítulo 6

**Análisis de transformación del acero en estado sólido.** Como es bien conocido, los aceros aleados sufren cambios completos de estructuras cuando son enfriados en la condición austenítica. Esto es porque los elementos aleantes (o combinación de ellos) retrasan la transformación, también disminuyen el coeficiente de transformación durante el enfriamiento continuo. Los parámetros que controlan las características de templeabilidad son: a) La composición química, b) El tamaño de grano, c) El tipo de refrigerante (velocidad crítica de temple) y d) El tamaño de la pieza (efecto de masa).

### Capítulo 7

**Baños de cementación.** Para el tratamiento térmico de los aceros, se emplean cada día más sales de baños de sales fundidas. Están constituidas por cantidades variables de cloruros, carbonatos, nitritos, nitratos y cianuros de sodio, potasio y bario, y se utilizan en temperaturas variables desde 150° C a 1300° C. La utilización es a veces para enfriamiento, y otras veces, en cambio se utilizan para calentar las piezas y también para cementarlas y nitrurarlas. De acuerdo a su utilización se clasifican en seis grupos: 1.- Sales que se emplean en un intervalo de temperatura comprendido entre 150 y 400° C, 2.- Para calentar durante el revenido de herramientas y piezas a temperaturas comprendidas entre 400 y 600° C, 3.- Sales que se emplean para el calentamiento en el temple de herramientas en el intervalo de 700 a 900° C, 4.- Sales para cementar, 5.- Sales para nitrurar herramientas y 6.- Sales para el calentamiento en el temple de acero rápido y de alta aleación del tipo H.

### Capítulo 8

**Características mecánicas de las piezas cementadas.** En la capa cementada las durezas oscilan en los 60 Rockwell-C después del proceso de temple y revenido en los aceros aleados con cromo y molibdeno se adquieren durezas ligeramente superiores debido a la formación de carburos en dicha capa. Las características mecánicas en el núcleo principalmente la resistencia a la tensión son de 45 a 140 kilogramos por milímetro cuadrado. Si los aceros son de grano grueso se aplica un doble templado (a 925 y 780° C) si es de grano fino un temple de 780° C. Para conocer las características que se obtienen en el corazón de las piezas cementadas, se somete a las probetas de acero a una cementación en blanco es decir tratar las piezas a la misma temperatura y tiempo pero sin el cementante de



esta forma los resultados que se obtienen son idénticos a los que corresponde al corazón de las piezas después del tratamiento.

### Capítulo 9

**Determinación de la profundidad de la capa cementada.** Para conocer en los procesos de cementación la penetración del carbono y nitrógeno se emplean los siguientes métodos a) Análisis metalográfico. En este método se determina con precisión la dimensión de la capa cementada en una observación de 10 a 100 aumentos, b) Método de fractura. Utilizando varillas de acero de 6 a 12 mm de diámetro cementadas y templadas y posteriormente se rompen pudiendo observar en la fractura una capa periférica dura que presenta un grano más fino que el núcleo, c) Método de dureza. En este ensayo se cementa y temple una varilla de 100 mm de longitud y de 10 a 30 mm de diámetro seguidamente se rectifica ligeramente en forma de cono después se miden durezas a lo largo de toda la generatriz, el espesor de la zona de alta dureza señala la profundidad de la capa cementada. d) Análisis químico. Este método consiste en analizar las virutas obtenidas del mecanizado de una muestra cementada en escalones de 0.10 mm y analizando el contenido de carbono de cada escalón.

### Capítulo 10

**Tratamientos convencionales después del cementado.** Se pueden aplicar varias clases de tratamientos según el tipo de acero y la elección dependerá de la tendencia de este a adquirir una estructura grosera durante la cementación y de las características que se quieran obtener en el corazón y en la superficie, algunos de ellos se describen a continuación: a) Cementación, temple directo desde la temperatura y revenido final, este se da cuando se cementa en baños de sales o en atmósfera carburante, b) Cementación, enfriamiento lento, temple entre  $A_{c1}$   $A_{c3}$  y revenido final, se emplean aceros de alta elección que son de grano fino y no necesitan regenerar el corazón, c) Cementación, enfriamiento lento, temple arriba de  $A_{c3}$ , se utilizan en aceros de grano fino y de media elección obteniéndose máxima resistencia en el núcleo, d) Cementación, enfriamiento lento, primer temple, arriba de  $A_{c3}$ , segundo temple arriba de  $A_{c1}$  y revenido final. Se utiliza para aceros al carbono en la cementación crece mucho el grano.

### Capítulo 11

**Cementación del hierro colado.** Las propiedades y la microestructura de las fundiciones pueden ser modificadas y mejoradas por medio de ciertos tratamientos térmicos. El recocido, templado y revenido son los más empleados, sin embargo, también se pueden emplear métodos de endurecimiento superficial cuando se desea aumentar la resistencia al desgaste de las fundiciones grises endureciendo únicamente la zona periférica. Los métodos más empleados es el flameado o calentamiento superficial, el calentamiento por inducción de corrientes eléctricas. Las fundiciones templadas en su superficie mediante el colado en coquilla metálica donde se obtiene una capa periférica de fundición blanca y un corazón de hierro gris y finalmente un método termoquímico de nitruración gaseosa o líquida en el que se obtienen durezas superficiales elevadas arriba de 1100 Vickers manejando temperaturas del orden de 500° C y tiempos de 70 a 90 horas.

# Endurecimiento superficial del acero por difusión de carbono en hierro gamma

## Índice

### Introducción

1.1.i	Historia	3
1.2.i	Hierro como elemento	3
1.3.i	Sistema hierro carbono	5

### Capítulo 1 Aceros y sus clasificaciones

1.1	Clasificación según el contenido de carbono	9
1.2	Clasificación de los aceros desde el punto de vista de sus aplicaciones	10

### Capítulo 2 Microestructuras de algunos aceros

2.1	Microestructuras de aceros de bajo carbono recocidos y normalizados	22
2.2	Microestructuras de aceros de alto carbono descarbonizados	24
2.3	Microestructuras de aceros cementados en ambiente gaseoso	25
2.4	Microestructuras de aceros cementados	27
2.5	Microestructuras de aceros cementados y tratados térmicamente	29
2.6	Microestructuras de fundiciones grises tratadas por nitruración	33

### Capítulo 3 Tratamientos termoquímicos

3.1	Introducción	34
3.2	Cementantes sólidos	45
3.3	Cementantes líquidos	51
3.4	Atmósferas cementantes gaseosas	62
3.5	Atmósferas nitrurantes	66

### Capítulo 4 Endurecimiento convencional

4.1	Teoría de temple	76
4.2	Revenido	95

### Capítulo 5 Fenómenos de difusión

5.1	Redes	98
5.2	Mecanismos de difusión	102
5.3	Leyes de difusión	105

### Capítulo 6 Análisis de transformación del estado sólido del acero

6.1	Introducción	114
6.2	Ensayo Jominy	117
6.3	Curvas TTT en aceros de bajo carbono	118
6.4	Curvas TTT en aceros de medio carbono	122
6.5	Curvas TTT en aceros de alto carbono	129

**Capítulo 7 Baños de cementación**

7.1	Equipos para baños . . . . .	131
7.2	Determinación de la concentración del baño . . . . .	136

**Capítulo 8 Características mecánicas de las piezas cementadas**

8.1	Introducción . . . . .	138
8.2	Características de la capa cementada . . . . .	139
8.3	Características del núcleo central . . . . .	141

**Capítulo 9 Determinación de la profundidad de la capa cementada**

9.1	Introducción . . . . .	146
9.2	Métodos metalográficos . . . . .	146
9.3	Métodos por fractura . . . . .	146
9.4	Métodos por dureza . . . . .	147
9.5	Método de análisis químico . . . . .	147

**Capítulo 10 Tratamientos convencionales después del cementado**

10.1	Introducción . . . . .	148
10.2	Cementación temple directo desde la temperatura de cementación y revenido . . . . .	148
10.3	Cementación, enfriamiento lento temple a temperatura intermedia entre Ac1 Ac3 y revenido final . . . . .	148
10.4	Cementación, enfriamiento lento, temple a temperatura ligeramente superior a Ac3 y revenido final . . . . .	149
10.5	Cementación, enfriamiento lento, temple a temperatura ligeramente superior a Ac3, segundo temple a temperatura ligeramente superior a Ac1 y revenido final . . . . .	149
10.6	Austempering y martempering . . . . .	149

**Capítulo 11 Cementación del hierro colado**

11.1	Introducción . . . . .	151
11.2	Recocido . . . . .	151
11.3	Temple y revenido. . . . .	154
11.4	Endurecimiento superficial de las fundiciones por flameado . . . . .	157
11.5	Nitruración de las fundiciones. . . . .	157
11.6	Fundiciones templadas . . . . .	158
11.7	Microestructura de la fundición blanca. . . . .	161

<b>Conclusiones</b> . . . . .	163
-------------------------------	-----

<b>Bibliografía</b> . . . . .	166
-------------------------------	-----

# Introducción

## 1.1.i. Historia

Evolución de los principales procesos y técnicas empleadas para la fabricación del hierro y del acero y referencia de algunos de los más importantes acontecimientos industriales y científicos ocurridos en la historia de la humanidad.

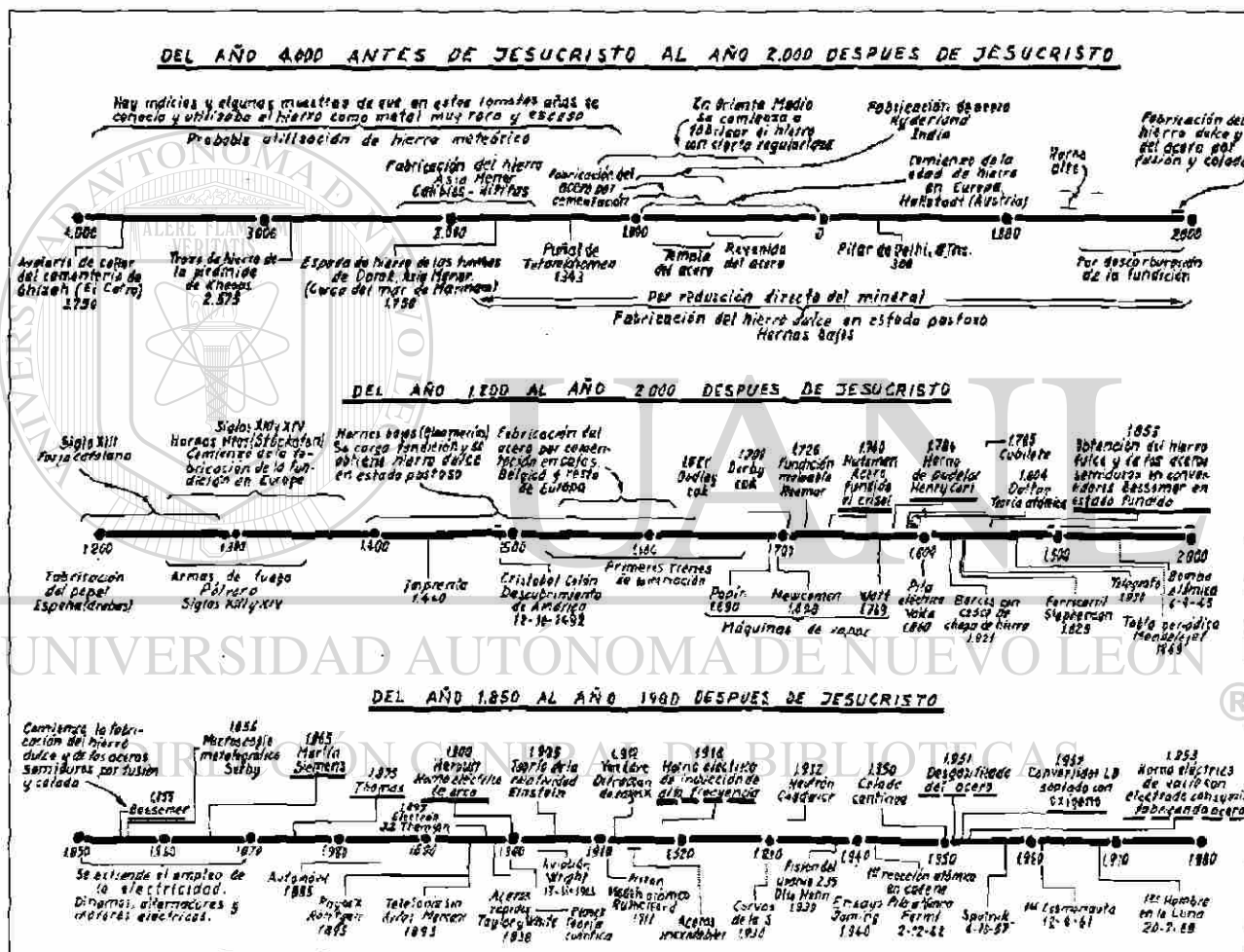


Figura 1 Historia del acero

## 1.2.i.- Hierro como Elemento

En los sistemas metalúrgicos se encuentran muchas especies y distribuciones de fases sólidas. La causa fundamental de esta variedad es la naturaleza cristalina de dichas fases.

Sin embargo, a continuación vamos a estudiar diversos aspectos adicionales de las estructuras cristalinas que afectan profundamente las microestructuras reales que se encuentran en las aleaciones y metales comerciales.

Endurecimiento superficial del acero por difusión de carbono en hierro gamma

*Alotropía o polimorfismo.* Muchos de los elementos metálicos existen en formas cristalinas alternativas, que dependen de las condiciones externas de temperatura y presión.

Este fenómeno se llama *alotropía o polimorfismo*. Bajo las condiciones normales de presión atmosférica, cada estado alotropico de un metal existe en equilibrio durante un intervalo de temperaturas, como se muestra en la figura 2 en el caso del hierro.

A temperaturas por debajo de  $910^{\circ}\text{C}$ , los átomos de hierro se encuentran en los puntos de una red espacial cúbica centrada. Si este trozo de hierro se calienta hasta temperaturas por encima de los  $910^{\circ}\text{C}$ , los átomos formaran una fase sólida diferente, en la que los átomos de hierro se encuentran en los puntos de una red cúbica de caras centradas. Al calentar el hierro hasta una temperatura por encima de los  $1400^{\circ}\text{C}$  se produce un segundo cambio alotropico. La fase cúbica de caras centradas se hace inestable y se transforma en una fase cúbica centrada. Cuando un metal de un estado alotropico a otro, casi todas sus propiedades varían, pero el cambio de mayor importancia desde el punto de vista comercial es uno aparentemente trivial; esto es, el descenso de solubilidad del carbono en el hierro sólido cuando el hierro cambia de fase gamma a la alfa. Este aspecto es la base del temple del acero y se estudiará detalladamente mas adelante.

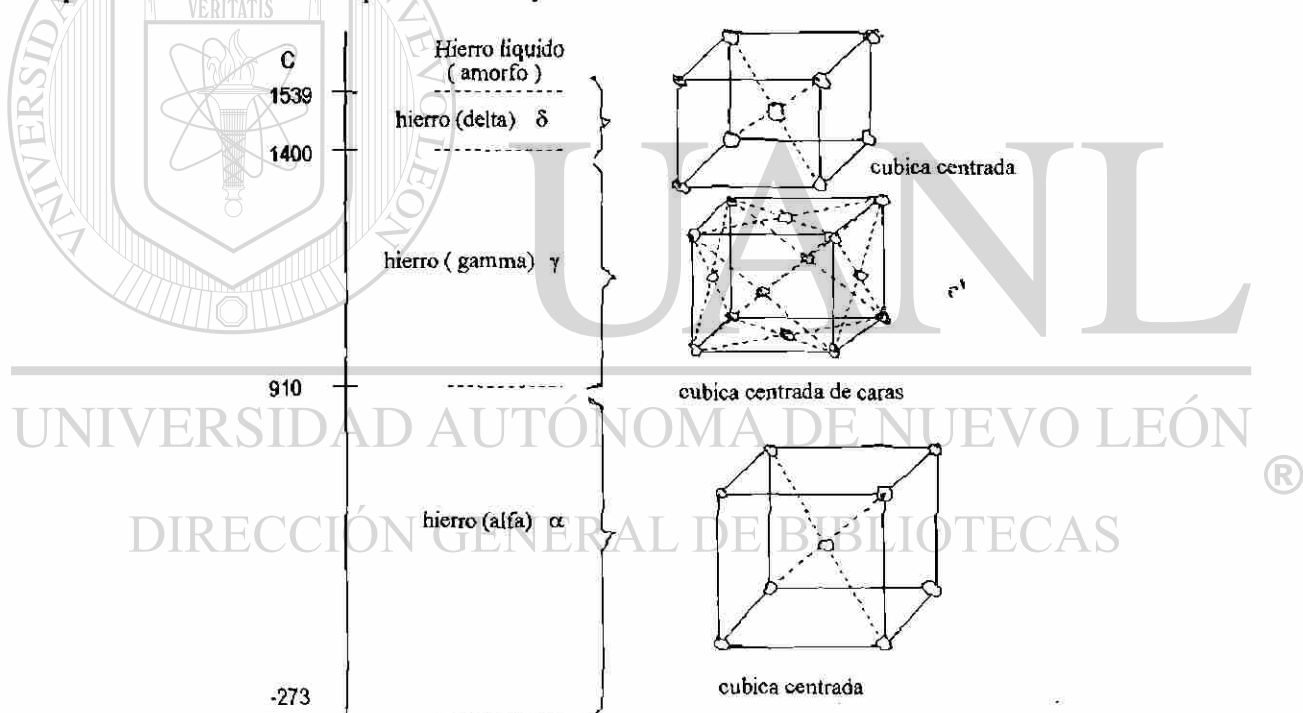


Fig. 2 Intervalos de temperatura en los que las formas alotropicas de hierro existen en condiciones de equilibrio

Aunque las transformaciones alotropicas que se producen en el hierro son de la mayor importancia industrial, existe otros dos ejemplos de Alotropía que merecen atención. Uno de ellos es el cambio de red hexagonal compacta a la estructura cúbica centrada que se produce en el titanio a temperaturas superiores a los  $885^{\circ}\text{C}$ .

Se analizará que dicha demostración afecta en forma vital a la tecnología de las aleaciones de titanio. Otro ejemplo importante de Alotropía tiene lugar en el uranio.

La fase alfa que se encuentra en temperaturas bajas, es ortorrómbica y se mantiene hasta los

668°C. Desde 668 a 774°C el uranio presenta una compleja estructura tetragonal beta con 30 átomos por celda unitaria mientras que por encima de los 774°C la fase estable es una red cúbica centrada. Al forjar o laminar uranio que se encuentra en estado alfa existe una fuerte tendencia a que se produzca una orientación preferida de los ejes cristalinos.

Los cristales de uranio alfa se comportan de forma poco corriente al ser calentados, pues se contraen en una dirección y se dilatan fuertemente en las otras dos direcciones. Los efectos combinados de la orientación preferida y de la dilatación térmica no uniforme pueden producir una gran distorsión en una probeta de uranio que dicha probeta puede aumentar muchas veces su tamaño original. Esta dificultad se puede vencer, en gran parte, si la orientación preferida calentando el uranio hasta el intervalo de temperaturas en que se forma la fase beta y después enfriándola rápidamente para que se orienten al azar los granos de fase alfa.

### 1.3.i.- Sistema hierro carbono

El hierro es un constituyente fundamental de algunas de las más importantes aleaciones de ingeniería. En una forma casi pura, conocida como *hierro dulce*, se utiliza en las alcantarillas para drenaje, material para techos y conductos, y como base para sobre el esmaltar porcelana en refrigeradores, estufas, lavadoras, etc. Un análisis típico de hierro forjado es:

carbono	0.06%
manganeso	0.045%
fósforo	0.068%
azufre	0.009%
silicio	0.101
escoria en peso	1.97

Si se deja enfriar muy lentamente una muestra de hierro lo más puro posible, desde el estado líquido, se puede observar (figura 3) que se solidifica instantáneamente a 1535°C

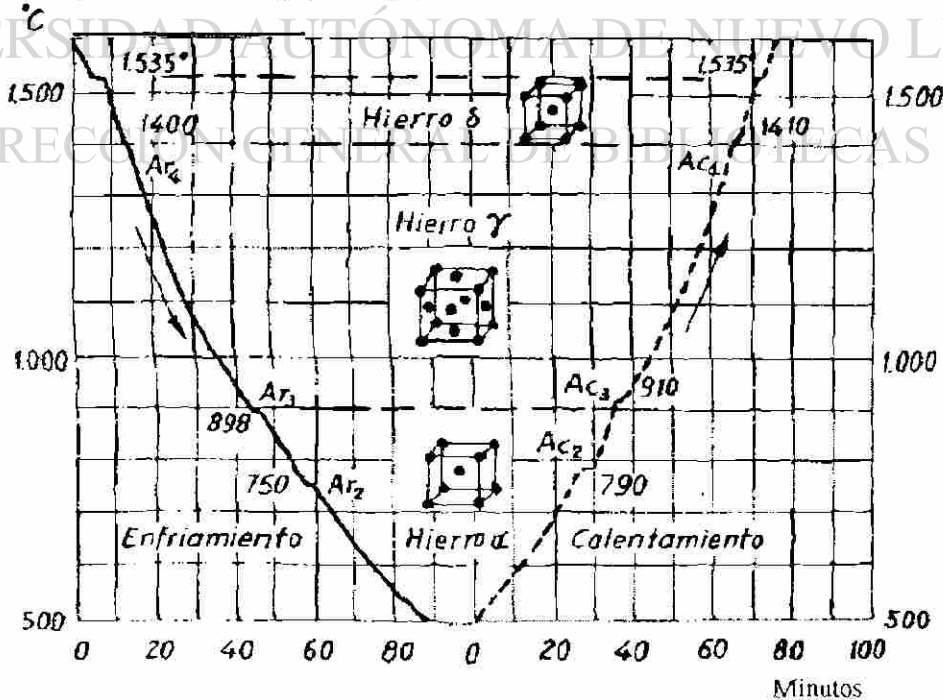


Figura 3 curva de enfriamiento y calentamiento del hierro puro



Al continuar descendiendo la temperatura *no se observa nada anormal*, en el proceso de enfriamiento, hasta 1,400°C entonces se nota una disminución en la velocidad de enfriamiento debido a un desprendimiento espontáneo de calor. Luego, hacia a los 898°C, se produce otro desprendimiento de calor y se aprecia otra disminución en la velocidad de enfriamiento bastante neta y pronunciada.

Hacia los 850°C vuelve a ocurrir otra parada en el enfriamiento, que es ya la última antes de llegar a la temperatura ambiente.

Esas temperaturas en las que ocurre ese fenómeno se llama temperaturas o puntos críticos y se denominan Ar4, Ar3, Ar2, respectivamente.

La parada a 1400°C (Ar4) corresponde a un cambio alotrópico del hierro que pasa del estado de hierro delta al de hierro gamma. El punto Ar3 a 898°C, señala la transformación del hierro gamma en hierro alfa no magnético y el punto Ar2 a 750°C, corresponde a la transformación del hierro alfa no magnético en hierro alfa magnético.

Cuando el proceso es inverso y se calienta el hierro desde la temperatura ambiente hasta la de 1550°C, los fenómenos se presentan de forma muy parecida, pero a temperaturas muy superiores, recibiendo ahora esos puntos críticos los nombres Ac2, Ac3, Ac4.

El Ac2 se presenta hacia los 790°C, el Ac3 a los 910° C y el Ac4 a 1410°C, aproximadamente. Esta diferencia que existe entre las temperaturas críticas en el enfriamiento y en el calentamiento, revela la resistencia que oponen los sistemas cristalinos a transformarse, indicando además que las temperaturas críticas reales se hallan sin duda entre Ac3 y Ar3 y Ac2 y Ar2.

Si se pudiera realizar esos calentamientos o enfriamientos a una velocidad infinitamente lenta, los puntos críticos se hallarían a la misma temperatura en el calentamiento y en el enfriamiento. A esos puntos críticos se les ha dado el nombre de Ar y Ac, recordando el proceso que han seguido.  
(en francés enfriamiento “refroidissement”, r y calentamiento, “chauffage”; c.).

Cuando hablamos del diagrama teórico hierro carbono, que se refiere a calentamientos o enfriamientos infinitamente lentos, podemos decir que la transformación perlita-austenita, o a la inversa, austenita-perlita, se verifica a 721°C, y en cambio podemos referirnos a un proceso industrial de calentamiento, diremos por ejemplo, que en el calentamiento la transformación perlita-austenita ha ocurrido a 725° o 740°C, y el enfriamiento a 690° o 700°C. Además hay que tener en cuenta que, así como la temperatura teórica de 721°C es fija, las otras dependen de la velocidad de calentamiento o enfriamiento.

De las diversas transformaciones de los aceros la perlita austenita es una de las más importantes. Además también la que mejor se señala en los ensayos dilatométricos y en los pirómetros de los aparatos de determinación de puntos críticos y aun en los hornos de tratamiento cuando los aceros llegan a alcanzar esa temperatura.

El hierro puro no sufre en cambio ninguna transformación en la zona de 721°C

## Hierro alfa y hierro gamma

El hierro muy puro, de bajísimo contenido de carbono, a temperaturas inferiores a 898°-910°C, se presenta en forma de hierro alfa, que no disuelve al carbono o carburo de hierro, o lo disuelve en cantidades pequeñísimas, variables de 0.024% a 721° a 0.008% a la temperatura ambiente (figura 4).

A temperaturas superiores a 898°-910°C, el hierro se encuentra en forma de hierro gamma, que puede disolver al carbono o carburo de hierro en cantidades hasta de 1.7%.

El hierro alfa no magnético aparece en intervalos 910°-768°C y el hierro alfa magnético a temperaturas inferiores a 768° (figura 5).

El hierro alfa no magnético y el hierro alfa magnético cristalizan en la misma forma, y su aptitud de disolución del carbono, también es casi idéntica

El hierro gamma se diferencia también del hierro alfa por su distinta disposición atómica.

El hierro en estado sólido a la temperatura ordinaria (hierro alfa) adopta la disposición de cubos centrados, en cambio, a altas temperaturas (hierro gamma) se presenta con disposición atómica de cubos de caras centradas ( figura 6)

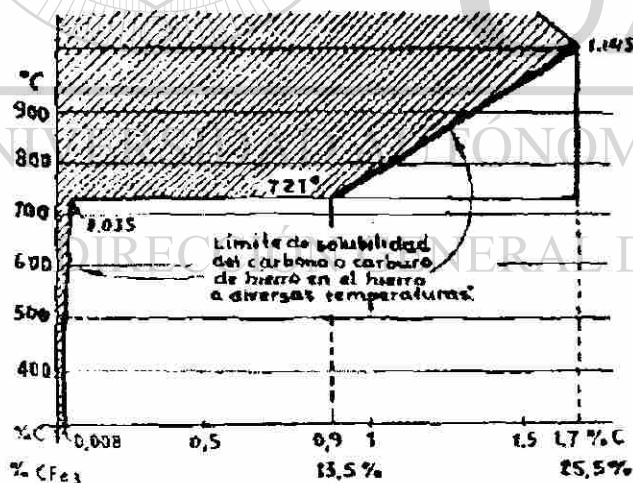


Figura 4 Solubilidad del carbono o carburo de hierro en el hierro en función de la temperatura

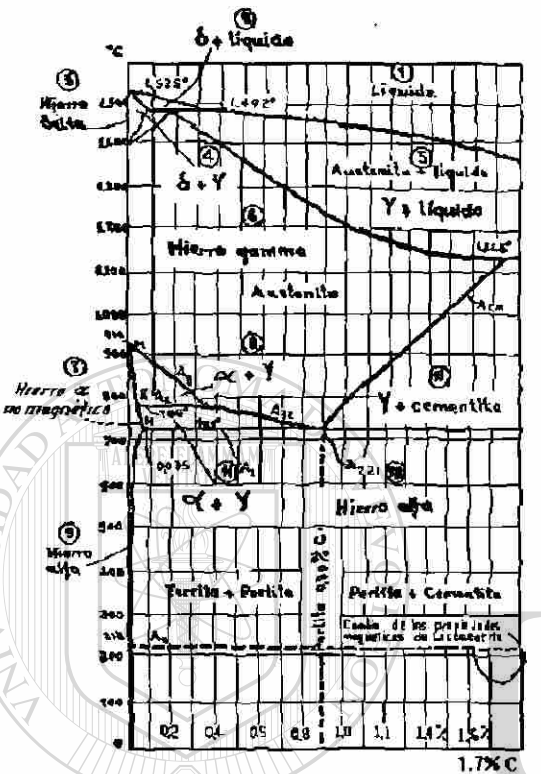
Las células cristalinas unitarias de hierro alfa tienen la forma de un cubo con un átomo de hierro en cada uno de los ocho vértices y uno en el centro. Si se eleva la temperatura del hierro puro, esta situación de los átomos se conserva hasta la temperatura de transformación de 910°C, al sobrepasar la cual el hierro alfa se transforma en hierro gamma, y la estructura cristalina se disloca bruscamente apareciendo

La disposición de caras centradas en las que hay un átomo en cada uno de los vértices y un átomo en el centro de la caras.

Hemos pasado pues, del cubo centrado formado por 9 átomos (uno en el centro y 8 en los vértices), al cubo de caras centradas de 14 átomos (6 átomos en las caras y 8 en los vértices).



Estos cubos no están formados en realidad por 9 y 14 átomos, como parece desprenderse de la observación de la figura 6



Zonas de estabilidad de los diferentes estados alotrópicos del hierro en los calentamientos y enfriamientos lentos

Como cada uno de los átomos de los vértices, forma parte de otros 7 cubos vecinos y los de los centros de las caras pertenecen también al cubo adyacente, esos cubos contienen en realidad un número de átomos menor.

En el hierro alfa (cubo centrado) la materia correspondiente a cada cubo, es en realidad la de dos átomos.

Uno, el átomo central y otro ( $8 \times 1/8 = 1$ ) correspondiente a  $1/8$  de cada átomo de cada uno de los átomos de los vértices

Figura 5

El hierro gamma cada uno de los átomos del centro de las caras pertenece también al cubo adyacente. Resulta, por lo tanto que el cubo elemental tiene solo la materia de 4 átomos. Uno ( $8 \times 1/8 = 1$ )  $1/8$  de cada uno de los vértices y tres ( $6 \times 1/2 = 3$ ) de  $1/2$  cada uno de las seis caras

La longitud de las aristas de esos cubos elementales se denomina constante o parámetro del sistema cristalino, que para el hierro alfa varía de 2.85 a 2.90 Angstrom y para el hierro gamma varía de 3.65 a 3.70 Angstrom

Aunque el cubo elemental del hierro gamma tiene mas átomos que el del hierro alfa, el número total de átomos no ha aumentado al pasar de un estado a otro ha habido una modificación

de estructura cristalina, apareciendo ahora cubos de mayor volumen, o sea que después del cambio, la misma masa de hierro esta formada por menos cubos, cada uno de los cuales ocupa mas volumen y tiene mas átomos

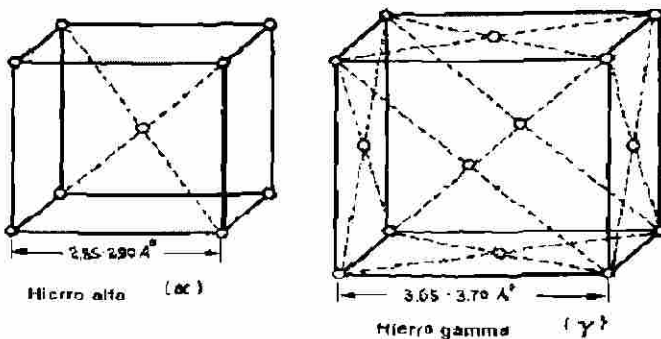


Figura 6

## Capítulo I

### Aceros y sus clasificaciones

#### Introducción

Para clasificar el acero se pueden utilizar varios métodos:

- Según el contenido de carbono: Se clasifica de dos formas como hipoeutectoides, eutectoides, hipereutectoides; o bien de bajo carbono, medio carbono y alto carbono
- Según su utilización: Generalmente se refiere al uso final que se le dará al acero, como acero para maquinas, para resortes, para calderas, estructural o acero para herramientas
- Según el método de fabricación o manufactura: Este da lugar a acero bessemer, de hogar abierto, de horno abierto, de horno eléctrico, de crisol, acero al oxígeno, etc.
- Según su composición química: Este método indica por un sistema numérico el contenido aproximado de los elementos importantes en el acero.

#### 1.1.- Clasificación de los aceros según el contenido de carbono

Los aceros se denominan *hipoeutectoides* cuando su contenido en carbono varía de 0 al 0.87%; *eutectoides*, cuando el carbono alcanza el 0.88%, e *hipereutectoides*, si el contenido de carbono oscila de 0.88 al 1.70%.

El porcentaje de carbono en las fundiciones clasifica a estas como de: *hipoeutecticas*, si su contenido en carbono es de 1.7 a 4.3%; de *eutecticas*, cuando el porcentaje de carbono es del 4.3%, y de *hipereutecticas* si contienen de 4.30 a 6.67% de carbono.

En las figuras 1.1.1, 1.1.2, y 1.1.3 representan esquemáticamente los 3 tipos de aceros

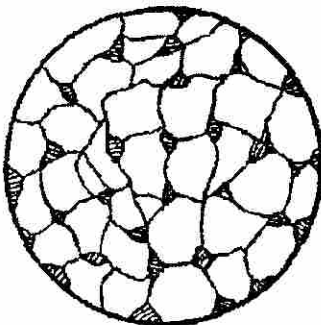


Figura 1.1.1 Hipoeutectoide 0.15% de carbono aproximadamente  
Estructura ferrita + perlita

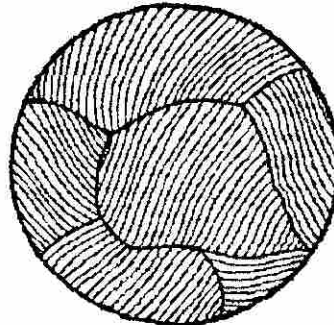


Figura 1.1.2 Eutectoide 0.88% de carbono  
Estructura 100% de perlita

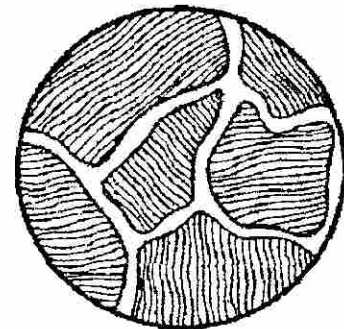


Figura 1.1.3 Hipereutectoide mas de 0.88% de carbono  
Estructura perlita + cementita

Algunas veces, los aceros se clasifican con base en el amplio rango contenido de carbono, como sigue:

Aceros de bajo carbono: contenidos en el rango desde 0 hasta 0.25% de carbono

Aceros de medio carbono: de 0.25% a 0.55% de carbono

Aceros de alto carbono: más de 0.55% de carbono.

## 1.2 Clasificación de los aceros desde el punto de vista de sus aplicaciones

Desde el punto de las aplicaciones, los aceros, tanto comunes como especiales, pueden ser clasificados del modo siguiente.

- 1) Aceros de fácil deformación en frío
- 2) Aceros para tratamientos termoquímicos
- 3) Aceros estructurales de alta resistencia mecánica
- 4) Aceros para herramientas y matrices
- 5) Aceros inoxidables
- 6) Aceros para otras aplicaciones

Los aceros comunes son más versátiles que los especiales, en el sentido de que un mismo acero puede servir para diversos tipos de aplicaciones. En los aceros especiales se busca, en general, intensificar el comportamiento en relación con una aplicación determinada. Ello lleva muchas veces a sacrificar de algún modo otras propiedades.

Como los aceros comunes son más baratos que los especiales, el criterio que debe seguirse para elegir el acero requerido para una aplicación determinada, es la de analizar primeramente el comportamiento del acero que mejor responda a las características impuestas. Solo si las propiedades de ese acero resultan insuficientes para el fin que se persigue, se deberá pensar en la utilización de un acero especial, que satisfaga mejor los requerimientos exigidos.

La interpretación de las características que se muestran en las tablas I a VI requiere ciertas consideraciones.

Para designar en dichas tablas a los aceros, se han adoptado con preferencia las designaciones conocidas con la sigla SAE, que son las más conocidas entre nosotros e internacionalmente. En estas designaciones (salvo en el caso de los aceros de herramientas), las dos últimas cifras del número característico representan el contenido nominal de carbono (en centésimas por ciento). Las dos primeras cifras identifican al grupo al que pertenece el acero, de acuerdo con su composición química.

En los aceros inoxidables, las designaciones AISI son más conocidas entre nosotros que las SAE y han sido por ello preferidas.

En algunos tipos de aceros, de la tabla VI que carecen de designación SAE o AISI, se han empleado las designaciones con las que son más conocidos esos aceros en nuestro país.

Debe tenerse en cuenta que las dimensiones de las piezas de acero influyen en las propiedades mecánicas a obtener con un tratamiento térmico determinado. Los valores de las tablas, cuando se indica un tratamiento temple, corresponden a los obtenidos con probetas previamente normalizadas, fabricadas a partir de barras de diámetros pequeños y sometidas al tratamiento indicado en cada caso.

Los valores correspondientes a las propiedades mecánicas deben considerarse como típicos. Cuando las tablas indican valores máximos y mínimos en relación con la resistencia mecánica y alargamiento de rotura, dichos valores pueden considerarse exigibles, si se especifica que las dimensiones de las probetas deben responder a las normas IRAM (probetas cortas proporcionales), y ser extraídas de barras de no más de 25 mm de diámetros.

### 1 Aceros de fácil deformación en frío

En muchas aplicaciones, la característica principal requerida en el acero es su adaptación a los procesos de deformación plástica en frío, necesarios para fabricar las piezas.

Los aceros que más se adaptan a estos procesos son los comunes de bajo contenido de carbono. Ello se debe a que tanto el carbono, como la mayoría de los elementos de aleación, reducen la capacidad de deformación plástica en frío.

Dos aceros típicos de fácil deformación en frío son los llamados SAE 1010 y SAE 1020 cuyas características se muestran en la tabla I.

TABLA I Aceros comunes

TIPO DE ACERO		SAE 1010	SAE 1020	SAE 1045	SAE 1085	
Composición química	Carbono %	0,08-0,13	0,17-0,23	0,42-0,5	0,95-1,04	
	Silicio %	0,15-0,30	0,15-0,30	0,15-0,3	0,15-0,30	
	Manganeso %	0,30-0,60	0,30-0,60	0,60-0,9	0,30-0,50	
	Fósforo %	0,04 Máx.	0,04 Máx.	0,04 Máx.	0,04 Máx.	
	Azufre %	0,05 Máx.	0,05 Máx.	0,05 Máx.	0,05 Máx.	
Propiedades mecánicas con los tratamientos térmicos más usados?	Normalizado	Enfriar al aire desde	900° a 940° C	800° - 940° C	880° - 920° 880° - 920° C	
		Resistencia a la tracción kg/mm <sup>2</sup>	40 ± 6	49 ± 7	70 ± 10	95 ± 15
		Límite de fluencia kg/mm <sup>2</sup>	20 ± 3	24 ± 3	35 ± 5	47 ± 7
		Alargamiento de rotura %	35 ± 5	30 ± 6	20 ± 3	12 ± 2
Propiedades mecánicas con los tratamientos térmicos más usados?	Temple y revenido?	Temp. de temple			850° ± 10	800 ± 10° C
		Temp. de reven.			600° C	450° C
		Resist. a la tracción kg/mm <sup>2</sup>			75 ± 11	130 ± 20
		Alargamiento de rotura %			25 ± 4	13 ± 2
Sentido de variación de algunas propiedades tecnológicas?		← Capacidad de deformación plástica →		← Dureza y resistencia mec. →		
		← Soldabilidad →		← Dificultad de mecanización →		
Principales aplicaciones?		Empeñamiento		Desgaste de herramientas		
		Chapas, tubos, barras y alambres. Pzas. cementadas y cianuradas. Varillas para hormigón.	Chapas, tubos, barras, alambres y perfiles. Pzas. cementadas y cianuradas. Bulones, Varillas para hormigón.	Chapas, tubos, y alambres. Pzas. las y fus. Bulones de alta resistencia. Rasor	Barras y alambres. Pzas. forjadas resistentes al desgaste. Matrices. Dispositivos. Herramientas.	

Cuando se requieren características excepcionales de deformación plástica, se especifican aceros comunes, con menor contenido de carbono que el SAE 1010. Ello es necesario en operaciones llamadas de embutido profundo.

Entre los aceros aleados que mejor se comportan en las operaciones de deformación plásticas en frío, figuran los aceros inoxidable de estructura austenítica o ferrítica (véase la tabla V) y el acero SAE 4130, cuyas características figuran en la tabla III

## II Aceros para tratamientos termoquímicos

El contenido de carbono de los aceros especificados para procesos de cementación y de cianuración debe ser bajo ( en general inferior al 0.40 por ciento ).

TABLA II Aceros especiales para tratamientos termoquímicos

TIPO DE ACERO		SAE 4028	SAE 8620	SAE 3310 <sup>1</sup>	SAE 4135
Composición química	Carbono %	0,25-0,30	0,18-0,23	0,08-0,13	0,33-0,38
	Manganeso %	0,70-0,90	0,70-0,90	0,45-0,60	0,70-0,90
	Silicio %	0,20-0,30	0,20-0,35	0,20-0,35	0,20-0,35
	Cromo %		0,40-0,60	1,40-1,75	0,80-1,10
	Níquel %		0,40-0,70	3,25-3,75	
	Molibdeno	0,20-0,30	0,15-0,25		0,15-0,25
	Fósforo % Azufre %	0,035 Máx. 0,035-0,050	0,035 Máx. 0,040 Máx.	0,025 Máx. 0,025 Máx.	0,035 Máx. 0,040 Máx.
Cementación	Cementar a 920 °C Temple directo desde 850 °C en aceite. Revenir a 150 °C	Dureza capa 58-63 Rc. Resistencia a la tracción núcleo 1 3 5 1 20 kg/mm <sup>2</sup> Límite fluencia núcleo 1 0 6 1 16 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento núcleo 12 ± 2%	Dureza capa 58-63 Rc. Resistencia a la tracción núcleo 1 3 5 1 20 kg/mm <sup>2</sup> Límite fluencia núcleo 1 0 6 1 16 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento núcleo 12 ± 2%	Dureza capa 55-60 Rc. Resistencia a la tracción núcleo 1 2 5 1 18 kg/mm <sup>2</sup> Límite fluencia núcleo 1 0 0 1 15 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento núcleo 16 ± 2%	
	Carbonitración	Carbonitrurar a 840 °C Temple directamente desde 840 °C en aceite a 180 °C Revenir a 200 °C			Dureza capa 82-87 RA. Resist. a la tracción núcleo 1 6 0 1 24 kg/mm <sup>2</sup> Límite fluencia núcleo 1 3 5 1 20 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento núcleo 8 ± 2%
		Nitruración gasosa	Temple en aceite desde 850 °C Revenir a 550 °C Nitrurar a 500 °C		



En los procesos de carbonitruración y de nitruración gaseosas pueden emplearse aceros con contenidos de carbono de hasta el 0,50 por ciento. Debe sin embargo analizarse cuidadosamente otros aspectos de su composición química, para evitar problemas de fragilización.

Ciertos procesos modernos de nitruración en sales, conocidos con los nombres de Tenifer y de sulfinitación, pueden aplicarse adecuadamente a una gama de aceros bastante amplia. Las ventajas de esos tratamientos son sin embargo mayores en relación con aceros comunes de bajo y medio carbono.

### III Aceros estructurales de alta resistencia mecánica

Los elementos fundamentales de las máquinas, motores y vehículos, se construyen con aceros que deben poseer una elevada resistencia mecánica (en particular a la fatiga) y adecuada tenacidad.

TABLA III Aceros especiales estructurales

TIPO DE ACERO		SAE 4130	SAE 5140	SAE 4140	SAE 4340
Composición química	Carbono %	0,28-0,33	0,38-0,43	0,38-0,43	0,38-0,43
	Manganeso %	0,40-0,80	0,70-0,90	0,75-1,00	0,80-0,80
	Silicio %	0,20-0,35	0,20-0,35	0,20-0,35	0,20-0,35
	Cromo %	0,80-1,10	0,70-0,90	0,80-1,10	0,70-0,90
	Níquel %	—	—	—	1,85-2,00
	Moibdeno %	0,15-0,25	—	0,15-0,25	0,20-0,30
	Fósforo %	0,035 Máx.	0,035 Máx.	0,035 Máx.	0,035 Máx.
Azufre %	0,040 Máx.	0,040 Máx.	0,040 Máx.	0,040 Máx.	
Propiedades mecánicas con los tratamientos térmicos más usados	Normalizado	Resist. a la tracción 68 ± 7 kg/mm <sup>2</sup> Lím. fluencia 44 ± 5 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento 26 ± 3 %	Resist. a la tracción 81 ± 8 kg/mm <sup>2</sup> Lím. fluencia 48 ± 5 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento 23 ± 2 %	Resist. a la tracción 104 ± 11 kg/mm <sup>2</sup> Lím. fluencia 67 ± 7 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento 18 ± 2 %	Resist. a la tracción 130 ± 13 kg/mm <sup>2</sup> Lím. fluencia 88 ± 9 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento 12 ± 2 %
	Temple y revenido	Temp. de temple 800-850° C Temp. de revenido 600° C ± 10 Medio de temple agua para 4130 resto aceite	Resist. a la tracción 90 ± 9 kg/mm <sup>2</sup> Lím. fluencia 80 ± 8 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento 21 ± 2 %	Resist. a la tracción 90 ± 9 kg/mm <sup>2</sup> Lím. fluencia 74 ± 7 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento 21 ± 2 %	Resist. a la tracción 100 ± 10 kg/mm <sup>2</sup> Lím. fluencia 86 ± 9 kg/mm <sup>2</sup> Alargamiento 20 ± 2 %
SENTIDO DE VARIACION DE ALGUNAS PROPIEDADES TECNOLÓGICAS		← Capacidad de deformación plástica ← → Templabilidad → ← Soldabilidad ← → Dificultad de mecanización →			
Principales aplicaciones		Chapas, tubos. Pzas. mecánicas de pequeño tamaño.	Pzas. mecánicas del tamaño normal usado en industria automotriz.	Pzas. mecánicas con exigencias especiales o de mayor tamaño que las de automotores.	Pzas. mecánicas de gran tamaño o con exigencias muy rigurosas.

Esas características se consiguen con aceros llamados de medio carbono, en los que este elemento aparece en porcentajes nominales comprendidos entre 0,30 y 0,50 por ciento. Se utilizan estos aceros fundamentalmente con tratamientos de temple y revenido. Este último se realiza a temperaturas relativamente altas, del orden de los 600°C, para asegurar una adecuada tenacidad.

Entre los aceros comunes, los más empleados para estas aplicaciones son los que tienen un porcentaje nominal de carbono comprendido entre 0,35 y 0,45 por ciento. Las características del acero SAE 1045 (con 0,45 por ciento nominal de carbono) figuran en la tabla I.

Los aceros aleados más utilizados en la fabricación de piezas de alta resistencia son presentados en la tabla III. La elección entre los cuatro aceros de dicha tabla debe basarse fundamentalmente en el tamaño de las piezas. Esto se vincula con la templabilidad, propiedad que aumenta, para los aceros de la tabla III, de izquierda de derecha. Cuanto mayores son las dimensiones de una pieza, mayor debe ser la templabilidad del acero empleado, a igualdad de otras características.

A veces las condiciones de aplicación exigen márgenes de templabilidad muy estrechos. En ese caso puede ser necesario emplear otros aceros, cuya templabilidad esté comprendida entre las correspondientes a los aceros de la tabla. La adopción de otros aceros, distintos a los presentados en la tabla, puede hacerse también por razones económicas o de disponibilidad.

El grupo de aceros que estamos considerando no presenta en general buenas características de soldabilidad y de capacidad de deformación plástica en frío. Esta última puede mejorarse mediante tratamientos térmicos de globulización.

El acero SAE 4130 constituye una excepción importante pues, pese a su relativamente elevada resistencia mecánica, tiene buena soldabilidad y gran capacidad de deformación en frío. La facilidad de mecanización de los aceros estructurales se ve mejorada cuando el azufre supera un valor mínimo, del orden del 0.03 por ciento. El límite superior suele fijarse en 0.05 por ciento para evitar otros problemas asociados a un contenido excesivo de inclusiones. Cuando se especifica contenidos de azufre en la forma indicada, los aceros suelen ser llamados resulturados.

#### IV. Aceros para herramientas

Estos aceros deben poseer fundamentalmente las siguientes propiedades: alta resistencia al desgaste (tanto en frío como en caliente); elevada tenacidad y poca distorsión al ser sometidos a tratamientos térmicos.

Entre los aceros comunes, esas propiedades se logran adecuadamente, dentro de ciertos límites, con el acero SAE 1095, cuyas características figuran en la tabla I. Mejores resultados se obtienen con variantes de dicho acero que son designadas, por la norma SAE, con la letra W, seguida de un número.

TABLA IV Aceros especiales para herramientas y matrices

TIPO DE ACERO	Acero de corta rápido SAE T-2	Acero para trabajos en frío SAE A-2	Acero para trabajos en caliente SAE H-11	Acero resistente al choque SAE S-1
Carbono %	0,75-0,85	0,95-1,05	0,30-0,40	0,45-0,55
Silicio %	0,20-0,40	0,20-0,40	0,80-1,20	0,25-0,45
Manganeso %	0,20-0,40	0,45-0,75	0,20-0,40	0,20-0,40
Cromo %	3,75-4,50	4,75-5,50	4,75-5,50	1,25-1,75
Vanadio %	1,80-2,40	—	0,30-0,50	0,15-0,30
Molibdeno %	0,70-1,00	0,90-1,40	1,25-1,75	—
Tungsteno %	17,50-19,00	—	—	1,00-3,00

Los aceros W pueden ser considerados comunes, aunque a veces se especifican pequeños contenidos de elementos adicionales.

Cuando en una aplicación determinada, las propiedades de los aceros W no satisfacen las exigencias impuestas, se debe recurrir a aceros especiales. Estos pueden ser clasificados, de acuerdo con las propiedades que más interesan en cada caso, del modo siguiente:

- 1) Aceros de corte rápido
- 2) Aceros para trabajos en frío
- 3) Aceros para trabajos en caliente
- 4) Aceros resistentes al choque

La tabla IV indica las características de los aceros más empleados dentro de cada uno de dichos grupos.

En los aceros de corte rápido, los elementos fundamentales son el tungsteno y el molibdeno. Estos elementos confieren a los aceros una elevada dureza, a las temperaturas que se desarrollan durante las operaciones de mecanizado, cuando éstas se realizan a gran velocidad. Por ellos estos aceros se llaman de corte rápido.

Las cantidades de tungsteno y de molibdeno varían mucho en los distintos aceros de corte rápido, no siendo necesario que ambos estén presentes simultáneamente.

Otros elementos que se adicionan a los aceros de corte rápido, para aumentar su dureza, son el cromo, el vanadio y el cobalto. El acero T-2, cuyas características figuran en la tabla IV, suele ser llamado 18-4-2 por sus contenidos nominales respectivos de tungsteno, cromo y vanadio.

Los aceros especiales para trabajos en frío, se caracterizan por su gran dureza y su baja deformación durante los tratamientos térmicos. Suelen ser elemento importante porque permite el temple al aire, lo cual reduce las deformaciones. Muchos aceros indeformables tienen, como indicado en la tabla IV, un contenido nominal de cromo del 5 por ciento. Otros, de mayor precio, contienen hasta 12 por ciento de cromo mientras que, con menor grado de indeformabilidad, pueden usarse aceros de bajo contenido de elementos adicionales. Estos últimos deben ser templados en aceite, por no ser suficiente el enfriamiento al aire.

Todos los aceros para trabajos en frío tienen un contenido de carbono del orden del 1 por ciento, para asegurar dureza elevada después del temple.

Los aceros para trabajos en caliente, y los resistentes al choque, tienen en común un contenido relativamente bajo de carbono. Ello se requiere por la importancia que tiene la tenacidad en las aplicaciones para las que se especifican estos tipos de aceros.

La presencia de tungsteno o molibdeno es imperiosa en los aceros para trabajos en caliente, pero es menos importante en los aceros resistentes al choque.

Las aplicaciones especifican de cada uno de los tipos de acero de herramientas se detallan en la tabla IV.

## V. Aceros inoxidables

Esos aceros se caracterizan por su elevada resistencia a la corrosión. Dicha resistencia se logra por la incorporación de cromo en porcentajes superiores al 11 por ciento siempre que el carbono se mantenga bajo. La presencia de níquel, en cantidades también elevadas, contribuye a mejorar la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables, cosa que también hace el molibdeno,



en porcentajes menores. Las características de los aceros inoxidable de mayor uso industrial figuran en la tabla V.

TABLA V Aceros inoxidables

TIPO DE ACERO		AISI 304 (Austenítico)	AISI 316 (Austenítico/ resistente al calor)	AISI 410 (Martensítico)	AISI 430 (Ferrítico)
Composición química	Carbono %	0,08 Máx.	0,25 Máx.	0,25 Máx.	0,15 Máx.
	Silicio %	1,00 Máx.	1,50 Máx.	1,00 Máx.	1,00 Máx.
	Manganeso %	2,00 Máx.	2,00 Máx.	1,00 Máx.	1,00 Máx.
	Cromo %	18-20	24-26	11,50-13,50	14,18
	Níquel %	8-12	19-22	-	-
	Fósforo % Azufre %	0,045 Máx. 0,030 Máx.	0,045 Máx. 0,030 Máx.	0,04 Máx. 0,03 Máx.	0,04 Máx. 0,03 Máx.
Propiedades mecánicas nominales, con los tratamientos térmicos más usados.	Enfriar rápidamente desde 1000 - 1100° C Resist. a la tracción Lí m. de fluencia Alargamiento	63 kg/mm <sup>2</sup> 26 kg/mm <sup>2</sup> 56 %	68 kg/mm <sup>2</sup> 28 kg/mm <sup>2</sup> 46 %		
	Temple y revenido Templar desde 980° C Revenir a 200° C Resist. a la tracción Lí m. de fluencia Alargamiento			135 kg/mm <sup>2</sup> 100 kg/mm <sup>2</sup> 15 %	
	Normalizado Enfriar al aire desde 780 - 830° C Resistencia a la tracción Lí m. de fluencia Alargamiento				53 kg/mm <sup>2</sup> 32 kg/mm <sup>2</sup> 30 %

El cromo, actuando solo, en los porcentajes que poseen estos aceros, amplía el campo ferrítico hacia temperaturas más altas y hacia contenidos relativamente elevados de carbono. Por eso los aceros inoxidables, a base de cromo exclusivamente, tienen estructura totalmente ferrítica.

En algunos casos, limitando algo al contenido de cromo, puede obtenerse estructura austenítica a temperaturas no muy elevadas. En ese caso el acero inoxidable con cromo es susceptible de temple martensítico.

El agregado de níquel, en porcentajes superiores al 7 por ciento, permite que los aceros inoxidables adquieran estructura austenítica a temperatura ambiente, con cualquier tipo de enfriamiento. Los aceros se denominan en ese caso austeníticos, por oposición a los anteriores a los que se designa como ferríticos o martensíticos. Los aceros inoxidables tienen bajo contenido de carbono, porque este elemento reduce la resistencia al fenómeno de corrosión intercrystalina, vinculado a la precipitación de carburos en los contornos granulares.

El acero AISI 304 conocido como acero 18-8 (por sus contenidos nominales de cromo y de níquel) es el de uso más general dentro de los aceros inoxidables. Cuando se requiere una mayor resistencia a la corrosión, suelen usarse otros tipos similares, siendo el mejor en ese sentido el AISI 316 que contiene de 2 a 3 por ciento de molibdeno, y muy bajo contenido de carbono.

Cuando es importante la corrosión a elevada temperatura, se emplea el acero AISI 310 y otros con mayores contenidos de cromo y de níquel.

El acero AISI 410 (con temple martensítico) se emplea en aplicaciones que requieren elevada dureza (por ejemplo, en la fabricación de cuchillos).

Por último, el acero AISI 430 es un sustituto más económico, pero menos resistente a la corrosión, que el acero AISI 304. Por otra parte, la apariencia del acero AISI 430 es más similar al de las piezas cromadas que la del AISI 304. Por ese motivo, y por su menor costo, suele ser preferido en aplicaciones ornamentales, sobre todo en proximidad con piezas de acero cromado.

Los aceros inoxidable, tanto austeníticos como ferríticos, son de fácil deformación en frío, por su bajo contenido de carbono.

### VI. Aceros para otras aplicaciones

En la tabla VI se muestran las composiciones químicas y los tratamientos térmicos más corrientes de 5 aceros típicos que representan a otras tantas familias que se definen por sus aplicaciones específicas.

En las notas de la mencionada tabla se indican las principales características y aplicaciones de estos tipos de acero.

Tabla VI Aceros para otras aplicaciones

Aceros especiales para resortes <sup>1</sup>	Aceros para rulmanes <sup>2</sup>	Aceros para matrices pretempladas <sup>3</sup> ASM 6F4	Aceros de alta resistencia al desgaste <sup>4</sup> Tipo Hadfield	Aceros para aplicaciones eléctricas <sup>5</sup> Chapa-Silicio
SAE 5160	SAE 52100			
Comp. química	Comp. química	Comp. química	Comp. química	Comp. química
C 0,56-0,64% Si 0,56-0,35% Mn 0,75-1,00% Cr 0,70-0,90% P 0,036% máx. S 0,040%	C 0,98-1,10% Si 0,20-0,35% Mn 0,25-0,45% Cr 1,30-1,60% P 0,026% máx. S 0,025% máx.	C 0,18-0,23% Si 0,20-0,36% Mn 0,63-0,78% Ni 3,00-3,25% Mo 3,25-3,50% P 0,036% máx. S 0,046% máx. Cr 0,15 % máx.	C 1,00-1,40% Mn 10-14% Si 1% máx. P 0,10% máx. S 0,05% máx.	Carbono nominal 0,06% Silicio nominal 1,10%

Dentro de las clasificaciones de los aceros según sus utilidades; (para maquinas, para resortes, para calderas, aceros estructurales, o acero para herramientas) trataremos la clasificación de los aceros para herramientas.

Cualquier acero utilizado como herramienta puede clasificarse técnicamente como acero para herramientas, sin embargo, el termino suele limitarse a aceros especiales de alta calidad utilizados para corte o formado.

*Métodos de clasificación de los aceros para herramientas.*

- 1.- Uno es según los medios de templado que se usen, como aceros templados en agua, aceros templados en aceite y aceros templados al aire.
- 2.- El contenido de la aleación es otro medio de clasificación, como aceros al carbono para herramientas, aceros de baja aleación para herramientas y aceros de mediana aleación para herramientas.
- 3.- Un último método de agrupación es basado en el empleo del acero para herramientas, como aceros para trabajo en caliente, aceros resistentes al impacto, aceros de alta velocidad, aceros para trabajar en frío.

El método de identificación y tipo de clasificación de los aceros para herramientas adoptado por la AISI (American Iron and Steel Institute) tiene en cuenta el método de templado, aplicaciones y características particulares y aceros para industrias específicas. Los aceros para herramientas que más se utilizan se han agrupado en siete grupos y cada grupo o subgrupo se le ha asignado una letra del alfabeto, como sigue:

Tabla VI-a Grupos de aceros para herramientas

GRUPO	SÍMBOLO	Y TIPO
Templados en agua	W	
Resistentes al impacto	S	
Trabajo en frío	O	Templable en aceite
	A	Mediana aleación y templable en aire
	D	Alto carbono, alto cromo
Trabajo en caliente	H	(H1 - H19, incluso base cromo H20 - H39, incluso base tungsteno H40 - H59, incluso, base molibdeno)
Alta velocidad	T	Base tungsteno
	M	Base molibdeno
Moldes	P	Aceros para moldes (P1 - P19, incluso, bajo carbono; P20 -P39, incluso otros tipos)
Propósitos específicos	L	Baja aleación
	F	Carbono - tungsteno

Tabla VII Identificación y tipo de clasificación de aceros para herramientas

Tipo	ELEMENTOS DE IDENTIFICACIÓN PORCENTAJE									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Co	Al
ACEROS PARA HERRAMIENTAS TEMPLABLES EN AGUA SÍMBOLO W										
W1	0.60/1.40									
W2	0.60/1.40						0.25			
W5	1.10			0.50						
ACEROS PARA HERRAMIENTAS RESISTENTES AL IMPACTO SÍMBOLO S										
S1	0.50			1.50			2.50			
S2	0.50		1.00					0.50		
S5	0.55	0.80	2.00					0.40		
S7	0.50			3.25				1.40		
ACEROS PARA HERRAMIENTAS PARA TRABAJO EN FRÍO SÍMBOLO O, TIPOS TEMPLABLES EN ACEITE										
O1	0.90	1.00		0.50			0.50			
O2	0.90	1.60								
O6	1.45		1.00					0.25		
O7	1.20			0.75			1.75			
SÍMBOLO A, MEDIANA ALEACIÓN, TIPOS TEMPLABLES EN AIRE										
A2	1.00			5.00				1.00		
A3	1.25			5.00		1.00		1.00		
A4	1.00	2.00		1.00				1.00		
A6	0.70	2.00		1.00				1.00		
A7	2.25			5.25		4.75	1.00	1.00		
A8	0.55			5.00			1.25	1.25		
A9	0.50			5.00	1.50	1.00		1.40		
A10	1.35	1.80	1.25		1.80			1.50		
D2	1.50			12.00				1.00		
D3	2.25			12.00				1.00		
D4	2.25			12.00				1.00		
D5	1.50			12.00				1.00	3.00	
D7	2.35			12.00		4.00		1.00		
ACEROS PARA HERRAMIENTAS PARA TRABAJO EN CALIENTE SÍMBOLO H, H1 - H19 INCLUSO TIPOS BASE CROMO										
H10	0.40			3.25		0.40		2.50		
H11	0.35			5.00		0.40		1.50		
H12	0.35			5.00		0.40	1.50	1.50		
H13	0.35			5.00		1.00		1.50		
H14	0.40			5.00			5.00			
H19	0.40			4.25		2.00	4.25		4.25	
H20 - H39 INCLUSO TIPOS BASE TUNGSTENO (H27 - H39 NO DESIGNADOS)										
H21	0.35			3.50			9.00			
H22	0.35			2.00			11.00			
H23	0.30			12.00			12.00			
H24	0.45			3.00			15.00			
H25	0.25			4.00			15.00			
H26	0.50			4.00		1.00	18.00			
H40 - H59, INCLUSO TIPOS BASE MOLIBDENO (H40, H44 - H59 NO DESIGNADOS)										
H41	0.65			4.00		1.00	1.50	8.00		
H42	0.60			4.00		2.00	6.00	5.00		
H43	0.55			4.00		2.00		8.00		

ACEROS PARA HERRAMIENTAS DE ALTA VELOCIDAD SÍMBOLO T BASE TUNGSTENO										
Tipo	ELEMENTOS DE IDENTIFICACIÓN				PORCENTAJE					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Co	Al
T1	0.70			4.00		1.00	18.00			
T2	0.80			4.00		2.00	18.00			
T4	0.75			4.00		1.00	18.00		5.00	
T5	0.80			4.00		2.00	18.00		8.00	
T6	0.80			4.50		1.50	20.00		12.00	
T8	0.75			4.00		2.00	14.00		5.00	
T15	1.50			4.00		5.00	12.00		5.00	
SÍMBOLO M, TIPOS BASE MOLIBDENO										
M1	0.80			4.00		1.00	1.50	8.00		
M2	0.85/1.00			4.00		2.00	6.00	5.00		
M3	1.05			4.00		2.40	6.00	5.00		
M4	1.30			4.00		4.00	5.50	4.50		
M6	0.80			4.00		1.50	4.00	5.00	12.00	
M7	1.00			4.00		2.00	1.75	8.75		
M10	0.85			4.00		2.00		8.00		
M30	0.80			4.00		1.25	2.00	8.00	5.00	
M34	0.90			4.00		2.00	2.00	8.00	8.00	
M36	0.80			4.00		2.00	6.00	5.00	8.00	
M41	1.10			4.25		2.00	6.75	3.75	5.00	
M42	1.10			3.75		1.15	1.50	9.50	8.00	
M43	1.20			3.75		1.60	2.75	8.00	8.25	
M44	1.50			4.25		2.25	5.25	6.25	12.00	
M46	1.25			4.00		3.20	2.00	8.25	8.25	
M47	1.10			3.75		1.25	1.50	9.50	5.00	
ACEROS PARA HERRAMIENTAS PARA FINES ESPECÍFICOS SÍMBOLO L, TIPOS BAJA ALEACIÓN										
L2	0.50/1.10			1.00		0.20				
L3	1.00			1.50		0.20				
L6	0.70			0.75	1.50			0.25		
SÍMBOLO F TIPOS CARBONO TUNGSTENO										
F1	1.00						1.25			
F2	1.25						3.50			
ACEROS PARA MOLDES, SÍMBOLO P P1 - P19, INCLUSO TIPOS DE BAJA CARBONO (P7 - P19 NO DESIGNADOS)										
P2	0.07			2.00	0.50			0.20		
P3	0.10			0.60	1.20					
P4	0.07			5.00						
P5	0.10			2.25						
P6	0.10			1.50	3.50					
P20 - P39, INCLUSO OTROS TIPOS (P22 - P39 NO DESIGNADOS) SÍMBOLO S										
P20	0.30			1.25				0.25		
P21	0.20				4.00					1.20

## Capítulo 2

### Microestructuras de algunos aceros

#### Estudios metalográficos de distintos aceros

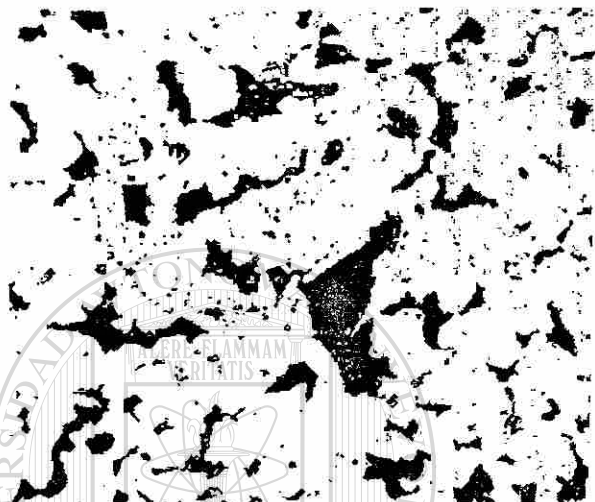
Composición química estandarizada de aceros para tratamientos termoquímicos

Steel	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
<b>Carbon Steels</b>								
1010	0.08-0.13	0.30-0.60	0.040 max	0.050 max	...	...	...	...
1012 mod	0.10-0.15	0.30-0.60	0.040 max	0.050 max	...	0.30	0.30	...
1018	0.15-0.20	0.60-0.90	0.040 max	0.050 max	...	...	...	...
1030	0.17-0.23	0.30-0.60	0.040 max	0.050 max	...	...	...	...
1045	0.37-0.44	0.70-1.00	0.040 max	0.050 max	...	...	...	...
<b>Resulfurized Steels</b>								
1113	0.13 max	0.70-1.00	0.07-0.12	0.24-0.38	...	...	...	...
1117	0.14-0.20	1.00-1.30	0.040 max	0.08-0.13	...	...	...	...
<b>Alloy Steels</b>								
3110	0.08-0.13	0.45-0.60	0.025 max	0.025 max	0.20-0.35	3.25-3.75	1.40-1.75	...
3110H	0.07-0.13	0.30-0.70	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	3.30-3.80	1.30-1.80	...
4118	0.18-0.23	0.70-0.90	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	...	0.40-0.60	0.08-0.15
4118H	0.17-0.23	0.50-1.00	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	...	0.30-0.70	0.08-0.15
4140	0.38-0.43	0.75-1.00	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	...	0.80-1.10	0.15-0.25
4320	0.17-0.23	0.45-0.65	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	1.65-2.00	0.40-0.60	0.20-0.30
4620	0.17-0.22	0.45-0.65	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	1.65-2.00	...	0.20-0.30
5637	0.15-0.20	0.70-0.90	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25
5617H	0.14-0.20	0.60-0.95	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25
6220	0.18-0.23	0.70-0.90	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25
680CH	0.17-0.23	0.60-0.95	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25
8120	0.18-0.23	0.70-0.90	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.20-0.30
8622H	0.19-0.25	0.70-1.05	0.035 max	0.040 max	0.20-0.35	0.35-0.75	0.35-0.65	0.30-0.40
9810	0.08-0.13	0.45-0.65	0.025 max	0.025 max	0.20-0.35	3.00-3.50	1.00-1.40	0.08-0.15
AISI 6470 (a)	0.38-0.48	0.50-0.70	0.040 max	0.040 max	0.20-0.40	...	1.40-1.80	0.30-0.40
<b>Tool Steel</b>								
H13(b)	0.85	...	...	...	...	...	5.0	1.80
<b>Maraging Steel</b>								
18% Ni (300 CVM)(c)	0.03 max	0.10 max	0.010 max	0.010 max	0.10 max	18.5	...	4.8



## 2.1 Microestructuras de algunos aceros recocidos y normalizados antes de los tratamientos termoquímicos

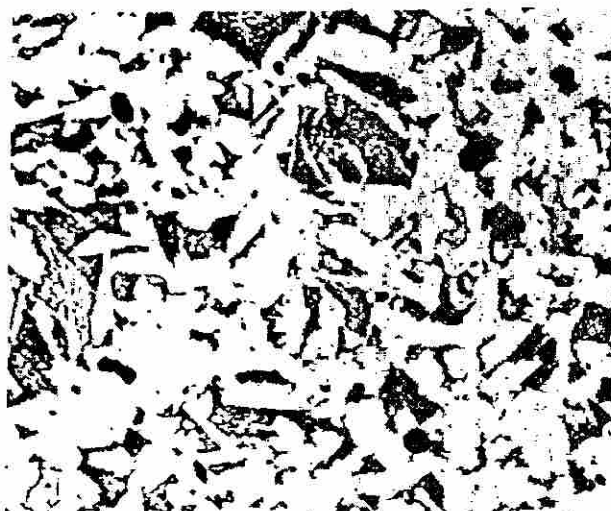
Acero 1018



200x

Barra recocida por austenización a 1625°F (885°C) por 2 horas y enfriada en el horno. La estructura recocida consiste en parches de perlita (constituyentes oscuros) en matriz de ferrita (claras)

Acero 1117



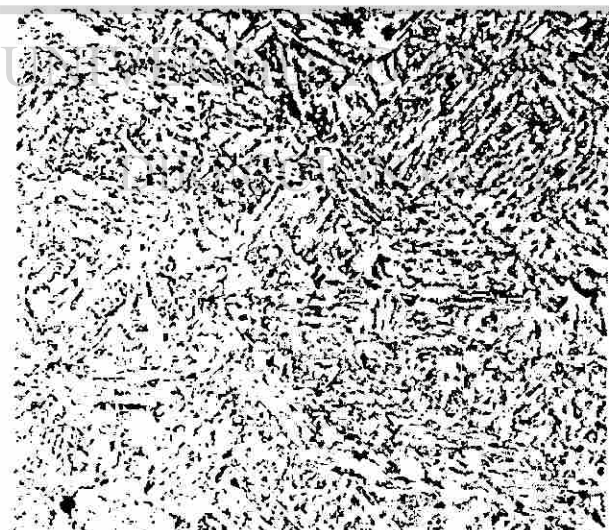
Picral

Picral

200x

Barra normalizada por austenización a 1650°(899°C) por 2 horas y enfriada en el aire calmado. Bloques de ferrita (áreas claras) con trazos de ferrita de Widmanstätten, Perlita fina (áreas oscuras) y partículas redondas de MnS.

Acero 8620



Picral

200x

Barra normalizada por austenización a 1650°F (899°C) por 2 horas y enfriada en aire calmado. La estructura es una mezcla de ferrita y carburos. fue enfriada también rápidamente para producir una estructura recocida

Acero 8622H



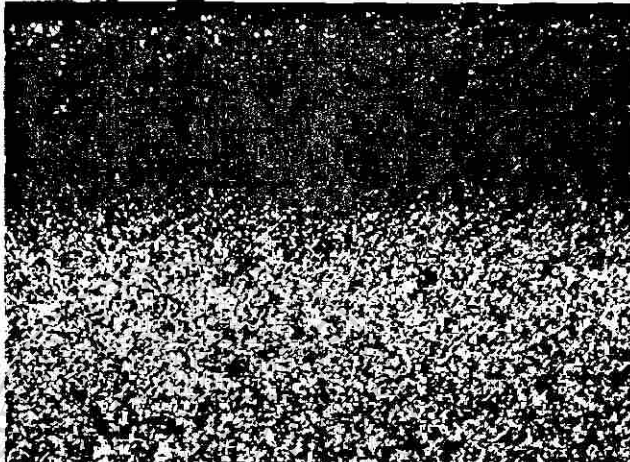
1% Nital

500x

Barra recocida por austenización a 1700°F (927 C) por 1 hora y enfriada a 100°F (538 F) en 2 horas 10 minutos fue enfriada al aire. Perlita (constituyentes oscuros) en matriz de ferrita (constituyentes claros)

Algunas microestructuras de aceros carbonitrurados

Acero 8620



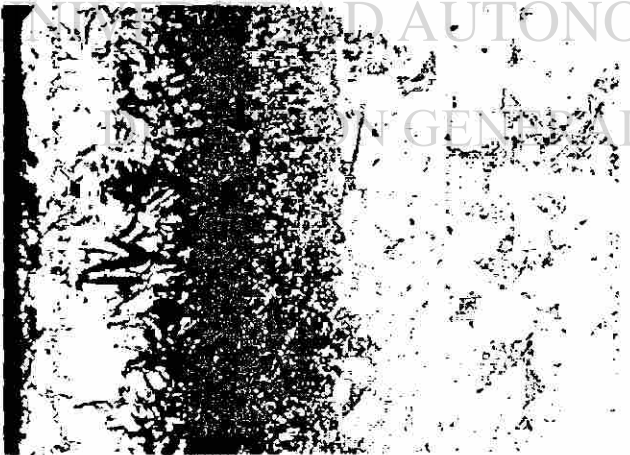
Nital 100x  
 Barra de acero carbonitrurada por 4 horas a 1,550°F (843°C) y enfriada en aceite no templada pero estabilizada por tratamiento subcero esta estructura normal para tratamiento en caja consiste en martensita y partículas de carburos y pequeñas cantidades de austenita retenida

Acero 1020



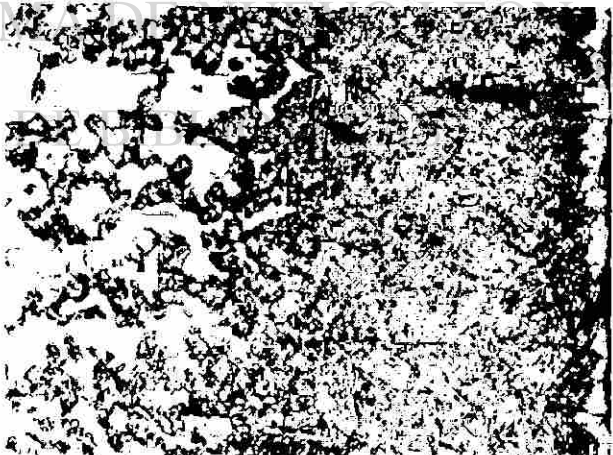
Nital 500x  
 Acero carbonitrurado y enfriado en aceite. Mostrando los efectos del también alto potencial del carbono la parte blanca de fuera (izquierda) muestra cementita; la siguiente es austenita retenida) entrelazada con narices de martensita y la matriz es de martensita (derecha)

Acero 1010



Nital 200x  
 Carbonitrurado a 1,450°F (788°C) y enfriado en aceite mostrando alto carbono, bajo nitrógeno en la caja (parte izquierda de la micrografía) con estructura similar a la anterior. el corazón (derecha de la micrografía) es predominantemente de ferrita

Acero 1017

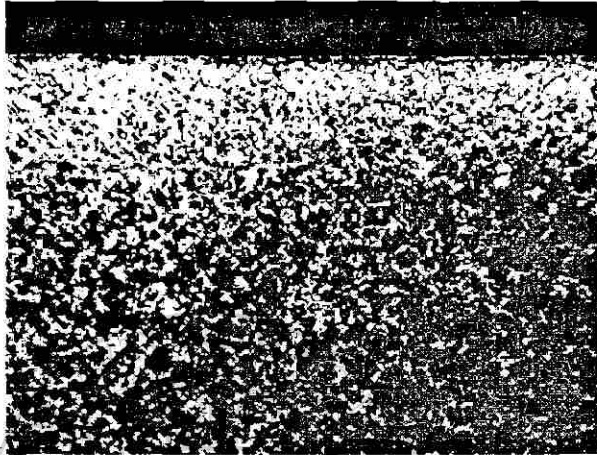


Nital 200x  
 Carbonitrurado y enfriado en aceite, mostrando (derecha) una capa de metal descarburado (ferrita) posterior martensita y el corazón del material (izquierda) contiene partes de ferrita (constituyentes claros)



## 2.2 Microestructuras de algunos aceros descarbonados durante su tratamiento térmico

Acero 1060



Picral 100x

Calentado a 2,200°F (1,204°C) por 1 hora antes del proceso de rotado para obtener la lamina a su espesor.  
 Nota. En laminas delgadas la superficie ( la parte superior de la micrografia) presenta áreas descarbonadas ( las áreas claras superiores) Perlita sin resolver y ferrita

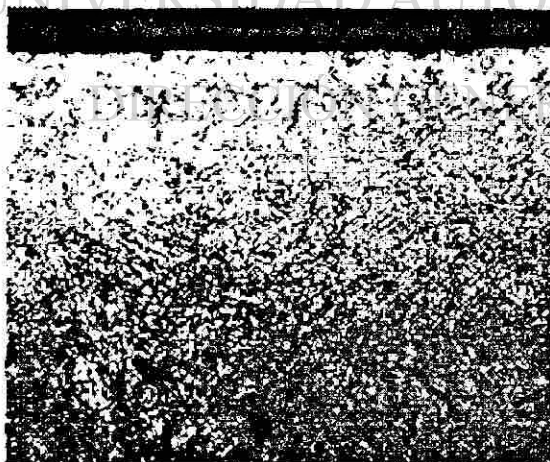
Acero 1060



Picral 500x

Descarbonado, tratado 1,600° a 1700°F (871° a 927°C) durante 12 minutos y enfriado al aire.  
 Nota.- la escama (parte superior de la micrografia) presenta partículas descarbonadas (escamas), perlita (áreas oscuras) y algunos granos de ferrita

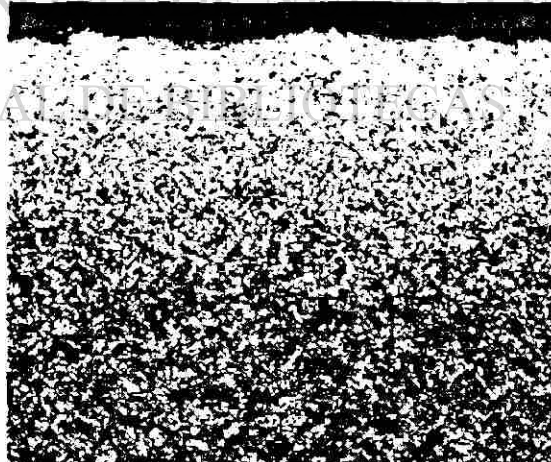
Acero 1064



Picral 500x

Lamina rolado en frio austenizada a 1,500°F (816°C) enfriado a 600°F (316°C) y sostenido ( hasta completar la transformación isotérmica ) y enfriado al aire revenido a 700°F (371°C) la estructura consiste en mezclas de bainita y martensita revenida, presenta zonas descarbonadas (parte superior)

Acero para resortes 5160



2% Nital 110x

Barra de 0.632 pulgadas de diámetro. Austenizado a 1600 F (871°C). Enfriado durante 5 minutos a 140°F (60°C). Revenido a 800°F (427°C) durante 40 minutos Nota.- La estructura consiste en martensita revenida, y zona descarbonada

### 2.3 Microestructuras de aceros cementadas en ambiente gaseoso

Acero 1018



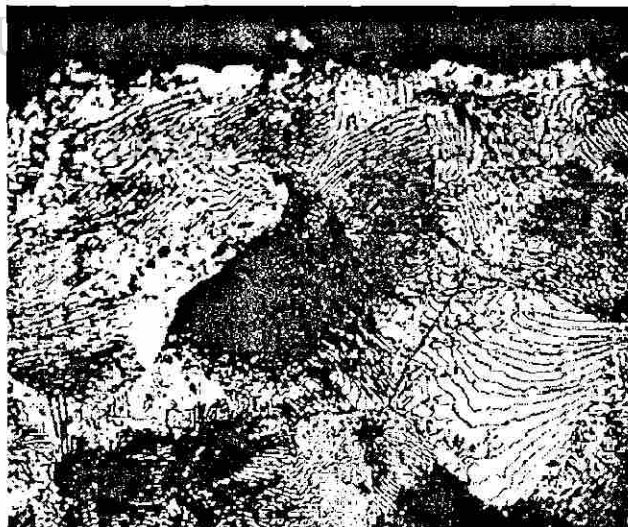
1% Nital 500x  
 Cementado durante 10 horas. La superficie contiene de 0.60 a 0.70% de carbono. La estructura consiste en granos de ferrita (áreas claras), rodeando los contornos de los granos de austenita y perlita (áreas oscuras).

Acero 1018



1% Nital 500x  
 Cementado por 4 horas. La superficie tiene un contenido de carbono 0.70 a 0.80%, es rica en perlita en la periferia las áreas oscuras son perlita; áreas de ferrita en los contornos algunos granos de austenita.

Acero 1018



1% Nital 500x  
 Cementado durante 6 horas. Su superficie contiene 0.90 a 1.00% de carbono. Una delgada lamina de carburos en los contornos de los granos, principalmente contiene granos de austenita en matriz perlítica.

Acero 1018



1% Nital 500x  
 Cementado durante 16 horas a su superficie. Tiene un contenido medio de carbono de 1.00 a 1.10%. la superficie principalmente son carburos, una lamina delgada de carburo en los bordes de los granos de austenita teniendo matriz perlítica.

Microestructuras de algunos aceros 1018 cementado en ambiente gaseoso

Acero 1018



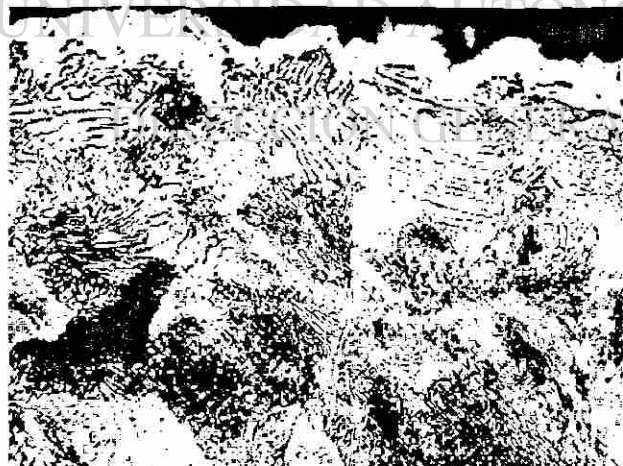
1% Nital 500x  
 Cementado durante 18 horas en un horno continuo a 1700°F (927°C) enfriado a 100°F (538°C) en 2 horas 10 minutos, enfriado bajo atmósfera en el vestíbulo del horno. Una partículas separadas de carburos (aproximadamente 0.90% de carbono) cubierto en matriz perlítica

Acero 1018



1% Nital 500x  
 Cementado por 12 horas a 1,700°F (927°C) durante 2 horas 10 minutos y enfriado en el horno a 100°F (538°C) La superficie contiene aproximadamente 1.10% de carbono La capa de la superficie es carburo; una lamina de carburo fuera de las líneas de los granos de austenita superior en matriz perlítica

Acero 1018



1% Nital 500x  
 Cementado durante 5 horas a 1700°F (927°C) en un horno tipo pozo con un contenedor de gas enfriado el horno a 1000°F (538°C) durante 2 horas 10 minutos y enfriado en aire a temperatura ambiente una capa laminada descarburada (ferrita), causadas por la salida de la cobertura de la superficie. La matriz es perlita con carburos y austenita superior en los cuerpos de los granos.

Acero 1018



1% Nital 500x  
 Cementado con gas en las mismas condiciones que el anterior excepto que los pérdidas del horno son mas mucho severos La capa descarburada (ferrita) es debida a la salida del cementante. La estructura consiste en matriz de perlita, carbono difuso en los granos de los cuerpos

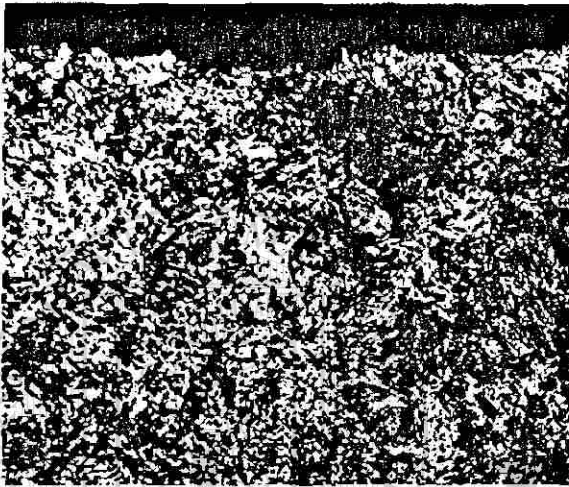


## 2.4 Microestructuras de aceros cementados

Aceros 9310 cementados entre 1,700°F a 1,725°F (927°C a 941°C) durante 4 horas en un horno tipo pozo enfriados en el horno de 1,500° a 1,525°F (816°a 829°C) y, mantenidos por 4 horas, luego enfriados para templar en aceite hasta 300°F (149C). Las cajas contiene carbón difieren por la variación de potencial de la atmósfera cementante

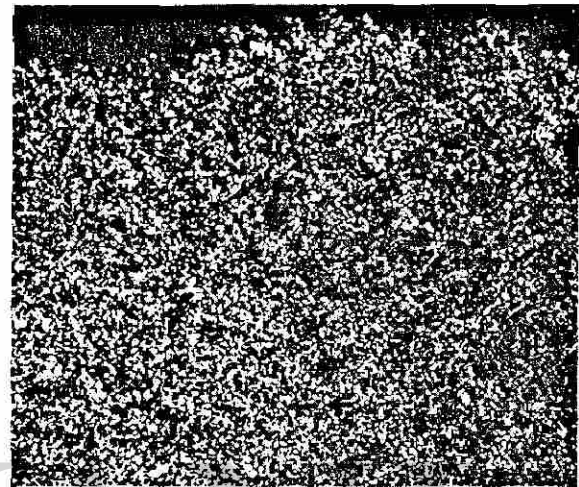
Acero 9310

Acero 9310



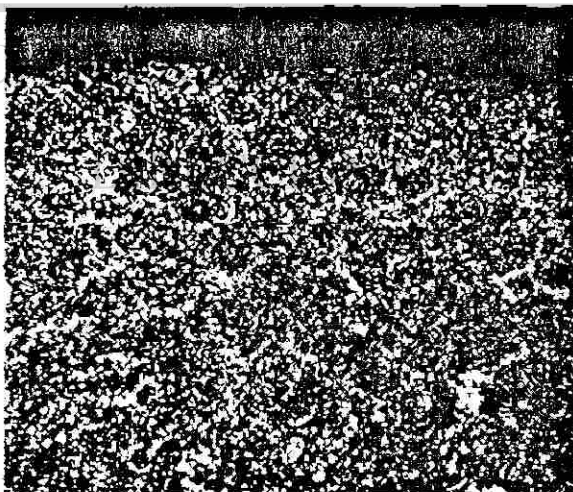
2% Nital  
cementado con gas en caja a máximo contenido .  
contiene una caspa con 0.60% de carbono

500x



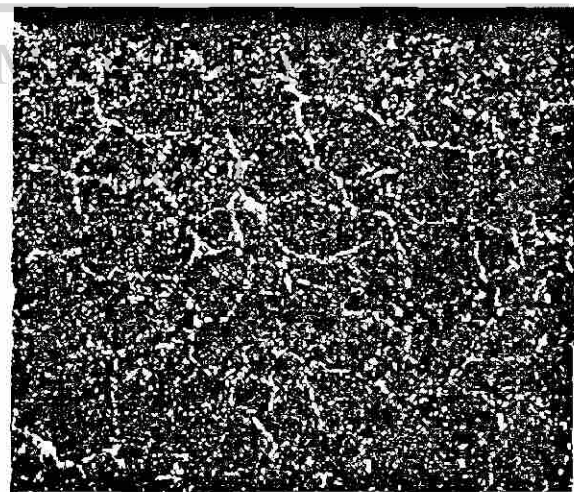
2% Nital  
Cementado con gas en caja tiene un contenido máximo  
de 0.85% de carbono

500x



2% Nital  
Cementado con gas en caja con un contenido máximo de  
0.95% de carbono (óptimo)

500x



2% Nital  
Cementado con gas en cajas con un contenido máximo  
de 1.05% de carbono

500x

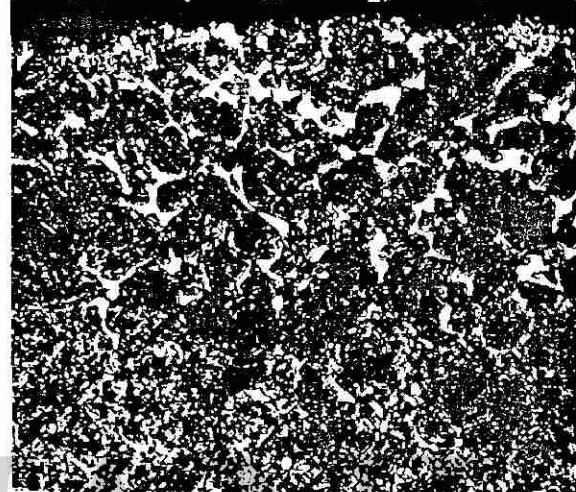
Los aceros 9310 cementados de 1,700°F a 1,725°F (927°C a 941°C) durante 4 horas en un horno enfriados en el horno de 1,500° a 1,525°F (816° a 829°C) y, mantenidos por 4 minutos enfriados para templar en aceite hasta 300°F (149°C). Las cajas contiene carbón con una variación de potencial de la atmósfera cementante

Acero 9310



500x  
El potencial de la atmósfera cementante con gas en caja tiene un contenido máximo de

Acero 9310



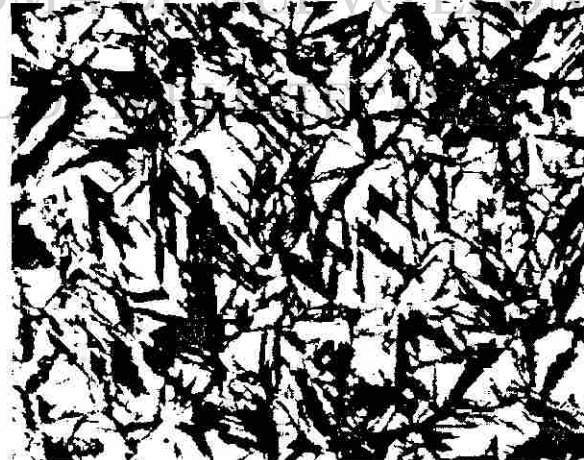
500x  
2% Nital  
Cementado con gas en caja tiene un contenido máximo de 1.20% de carbono

Acero 4620



1000x  
El potencial de la atmósfera cementante durante 4 horas con un carbón de potencial que alcanza 1.00% a 1725°F (941°C) y templado en aceite por 1 hora a 360°F (182°C). La microestructura (0.90% contenido de carbono) consiste de 45% de austenita retenida (por rayos X) y martensita revenida

Acero 4620



1000x  
2% Nital  
Cementado durante 8 horas con un carbón de potencial que alcanza 1.00% a 1725°F (941°C) y templado en aceite por 1 hora a 360°F (182°C). La microestructura (0.95% contenido de carbono) consiste de 45% de austenita retenida (por rayos X) y martensita revenida

## 2.5 Microestructuras de algunos aceros cementados y tratados termicamente

Acero 8720



5% Nital

1000x

Cementado durante 9 horas a 1700°F (927°C) con gas en caja con un potencial de carbono de 1.35% y difundido por 2 horas a temperatura con potencial de 0.90% de carbono la profundidad de cementación es de 0.005 a 0.010 pulgadas y enfriado lentamente en el horno a temperatura ambiente. La microestructura consiste en áreas claras de carburos en matriz de perlita laminar

Acero 3310H



4% Picral, 0.01% Cl

500x

Cementado con algunos granos de cuarzo calentado a una temperatura de 1700°F (927°C) por 12 horas, enfriado en el horno a una temperatura de 1000°F (538°C) y posteriormente enfriado al aire la estructura consiste en largas trazos de martensita desordenada en matriz de austenita retenida

Acero 3310H



4% Picral, 0.01% HCl

500x

Cementado como la anterior solo que el ataque es más oscuro otros detalles de la microestructura ( martensita y austenita retenida) son debidos a la forma quebrada de las trenzas de la martensita tienden a ser oscurecidas por el ataque del reactivo

Acero 8620



Picral

1000x

Acero (granos de cuarzo) cementado durante 11 horas a una temperatura de 1,700°F (927°C) posteriormente enfriado dentro del horno hasta una temperatura de 1150°F (843°C) durante 2 horas y templado en aceite a 380°F (193°C) laminas largas de martensita revenida conteniendo microgrietas severas



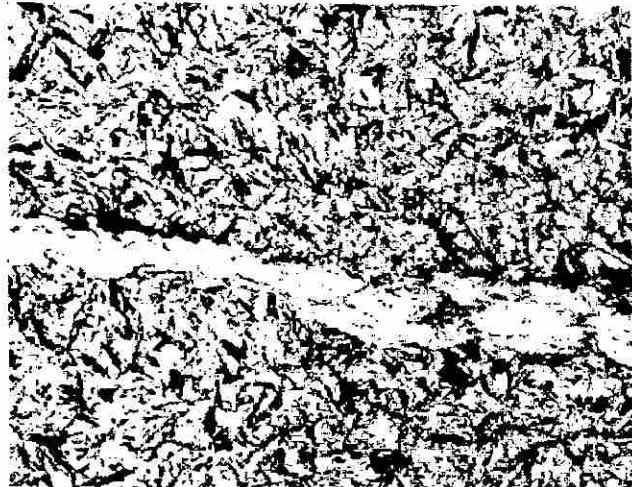
Microestructuras de algunos aceros tratados termoquímicamente que presentan microgrietas y alteraciones durante los procesos de cementado gaseoso en caja

Acero 8620



Picral 1000x  
 Cementado durante 11 horas a 1,700°F (927°C) enfriado en el horno hasta 1,550°F (843°C) durante 2 horas y posteriormente templado en aceite a 380°F (193°C) el espécimen fue sujeto a un esfuerzo de compresión máximo de 600,000 libras sobre pulgada cuadrada (4137 MPA) por 11.4 millones de ciclos en prueba de fatiga. estructura reblandecida y desarrolladas microgrietas

Acero 4620



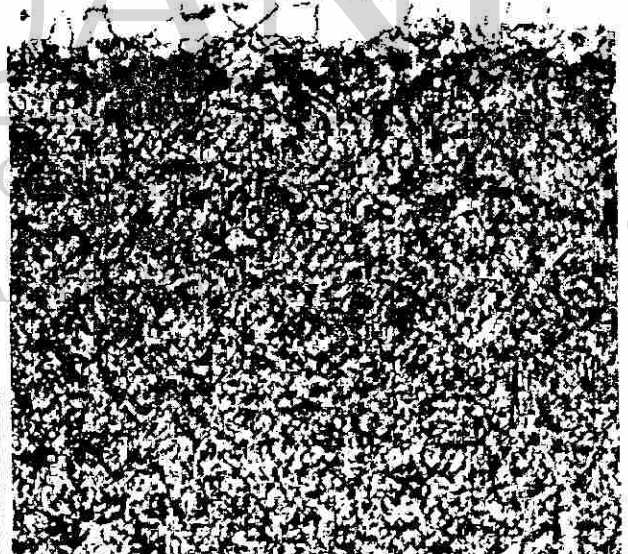
Nital 500x  
 Cementado con gas y templado muestra una alteración en su microestructura ( tiras claras y grises) formada por un óxido de aluminio inclusión en forma de cuerda. La alteración la cual fue deformada es cerca de 0.010 pulgadas de radio en contacto con la superficie

Acero 8822H



2% Picral 7500x  
 Cementado durante 15 horas a 1,700°F (927°C) enfriado en el horno a 1,480°F (804°C) y mantenido 1 hora posteriormente templado en aceite a 350°F (177°C) y mantenido por 1 hora. El área de alteración mostrada es una réplica micrografica para altos aumentos. Las microgrietas rodeadas alteradas por inclusiones de bandas deslizadas en martensita

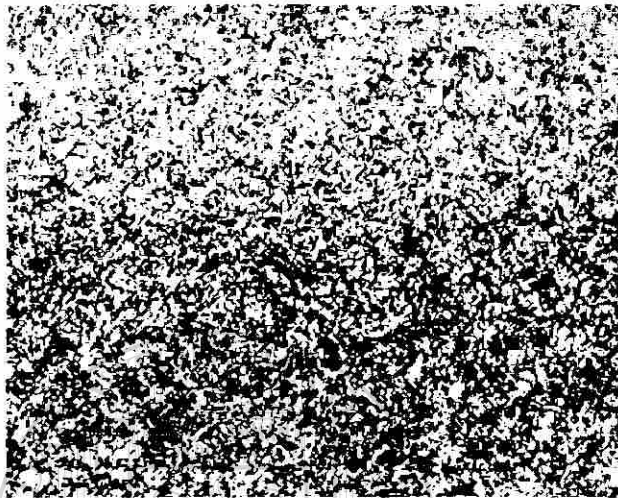
Acero 4118H



4% Nital 250x  
 Barra cementada por 8 horas por medio gaseoso a 1,700°F (927°C) enfriada en aceite, calentado a 1,550°F (843°C) durante 1 hora y mantenido por 15 minutos en aceite a 340°F (171°C) La superficie completamente descarburada (capa blanca) la estructura consiste en: la superficie de ferrita la zona de transición de ferrita superior martensita de bajo carbono y matriz de martensita revenida

Microestructuras que presentan algunos aceros 1012 después de tratamiento termoquímico de carbonitrurado

Acero 1012

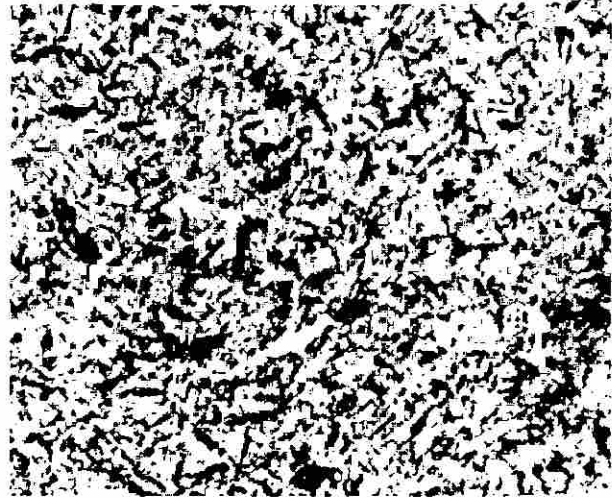


4% Nital

150x

Acero modificado (0.30% Ni, 0.30% Cr) rolado en frío con una capa carbonitrurada (en 3% de amoníaco, 15% de metano, residuo de gas endotermico) 1 hora a 1,550°F (843°C) y enfriado en aceite, pero no revenido. La estructura de la capa es excesivamente rica en carbono es descrita en la siguiente micrografía

Acero 1012



4% Nital

500x

Mismo acero que el anterior pero mas amplificado. La carbonitruración consiste en capa de martensita, austenita fina retenida, y martensita revenida así misma (narices negras). Capa efectiva con dureza de 50 Rockwell-C y 0.012 pulgadas, máxima dureza 66 Rockwell-C

Acero 1012

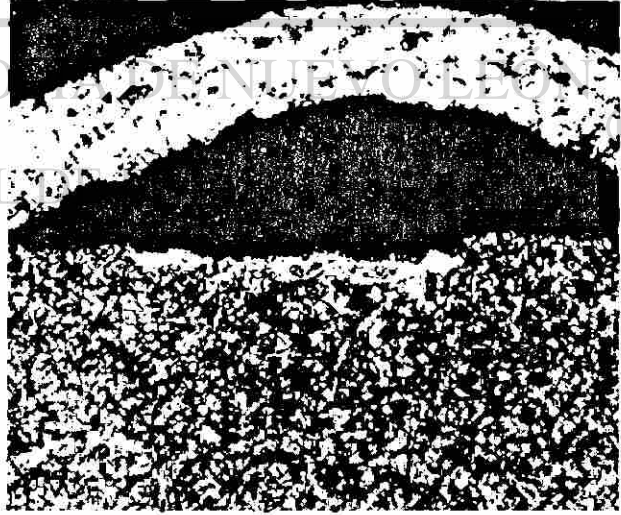


No pulida, no atacada

200x

Mismo acero excepto que se utilizo un barrido de electrones en la micrografía de la fractura transversal de la ampolla. La ampolla es causada por la formación de hidrogeno biatómico gas adjunto e inclusiones no metálicas cerradas a la superficie

Acero 1012



4% Nital

400x

Mismo acero que el anterior pero se encuentra pulido y atacado para revelar la microestructura de la capa carbonitrurada (martensita no revenida, austenita retenida, partículas de carburos y bainita) rodeando la ampolla.

Microestructuras de algunos aceros tratados termoquímicamente por cianurado y nitrurado gaseoso

Acero 1020



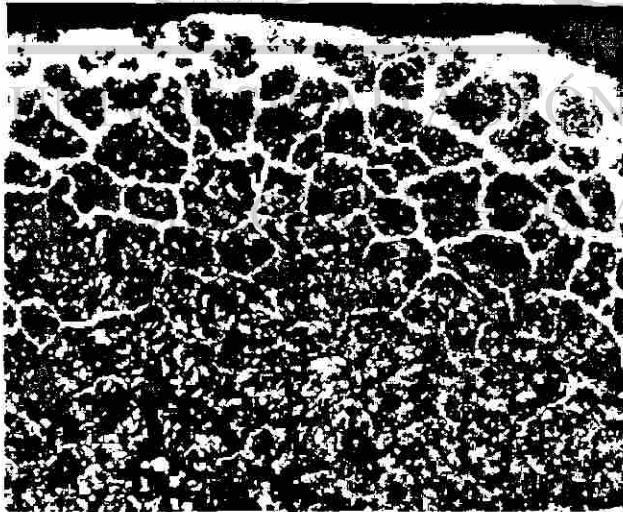
2% Nital 100x  
 El acero fue cianurado en un baño de sales a 1,550°F (843°C) por 1 hora y enfriado en agua debido a los bajos aumentos se muestra la capa de transición y la estructura del corazón. La oscuro son impresiones de 500 gramos del indentador Tukon de microdureza espaciados 0.003 plg. convertidos a escala Rockwell-C la microdureza Tukon equivale en rango de 61 Rockwell-C en la capa a 25.5 Rocwell-C en el corazón

Acero AMS 6470



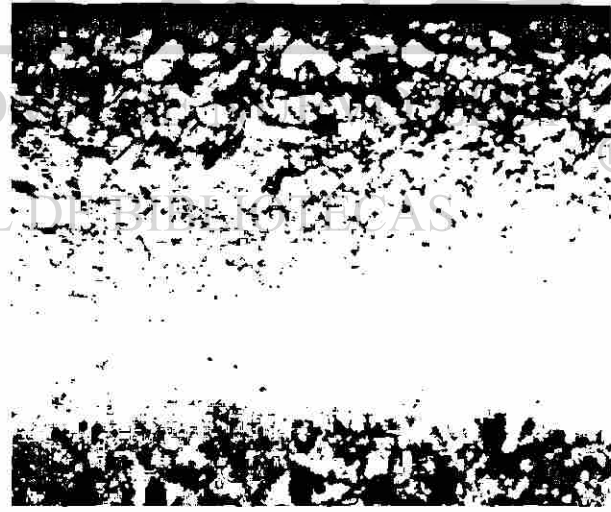
2% Nital 400x  
 Acero procesado en condiciones como la anterior excepto que el tiempo de nitrurado fue 36 horas la profundidad de la capa blanca es de 0.0009 a 0.001 pulgadas la plaqueta nitruro de hierro puede ser la composición de la capa

Acero H13



2% Nital 300x  
 Fue templada y revenida la superficie fue activada por gas nitrurado a 1,890°F (1,032°C) en el vacío y enfriada en gas nitrógeno triplemente templado a 950°F (510°C). La profundidad de la capa de 60 Rockwell-C es de 0.0002 a 0.0005 pulgadas de profundidad. La red de los cuerpos de los granos es nitruro de hierro están presente a través de la capa de martensita

Acero 300 CVM



Cloruro férrico 500x  
 Acero tratado en una solución a 1,500°F (816°C) la superficie activada por gas nitrurador por 24 horas a 825°F (441°C) aparece nitruro de hierro como capa oscura



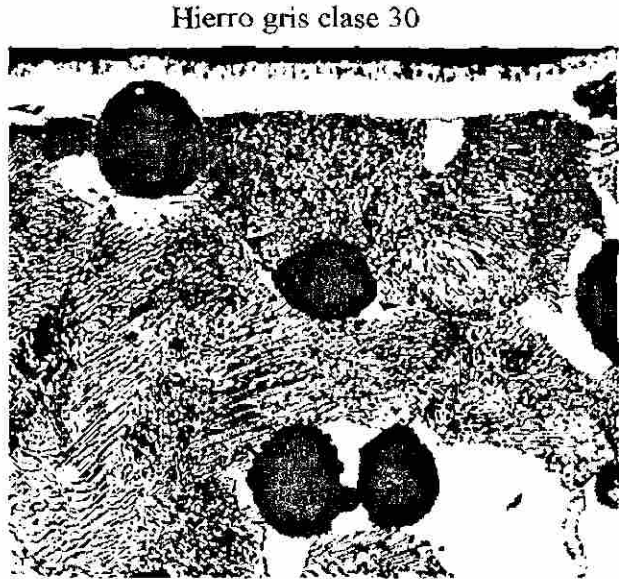
## 2.6 Microestructuras de fundiciones grises y hierros nodulares tratados por nitruración



Hierro dúctil grado 80-55-06

3% Picral 500x  
 Nitrurado por baño de sales líquidas a 1060°F (571°C) por 3 horas y enfriado en agua. Las hojuelas de grafito son de tipo A en una matriz de perlita. La capa de nitruro de hierro (blanco) en la superficie.  
 Nota.- la microestructura evidentemente tiene nitrógeno que emigra a lo largo de las hojuelas de grafito

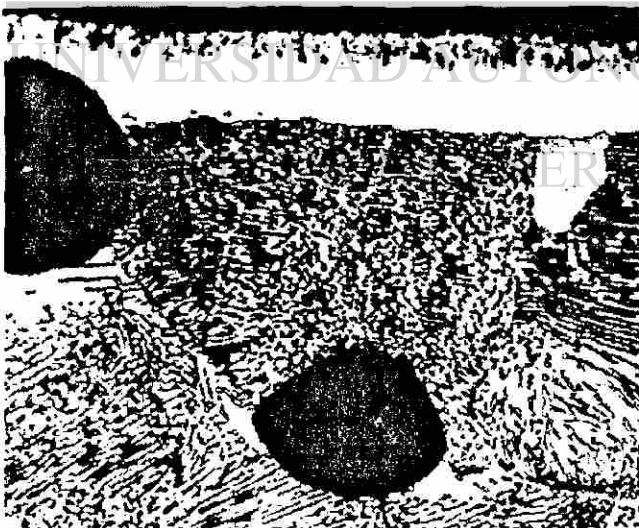
Hierro dúctil grado 80-55-06



Hierro gris clase 30

3% Picral 500x  
 Nitrurado por baño de sales líquidas a 1060°F (571°C) por 3 horas y enfriado en agua. La capa de nitruro de hierro (blanco) en la superficie con piel porosa. Nódulos de grafito en matriz de perlita y ferrita libre (constituyentes claros)

Hierro dúctil grado 65-45-12



3% Picral 1000x  
 Igual que la anterior pero los aumentos revelan detalles de los nódulos de grafito (esferoidales) La matriz perlítica (laminas alternadas con áreas claras de ferrita y cementita) y la piel porosa de la capa de nitruro de hierro



3% Picral 500x  
 Nitrurado por baño de sales líquidas a 1060°F (571°C) por 3 y enfriado en agua. Presenta nódulos de grafito en matriz de ferrita (claros) con algo de perlita (grises irregulares), la capa de nitruro de hierro (blanco) en la superficie

## Capítulo III

### Tratamientos Termoquímicos

#### 3.1 Introducción

Numerosas aplicaciones industriales requieren una superficie dura y resistente al desgaste, llamada *capa* o *región superficial*, y una relativamente suave y tenaz en su interior, llamada *parte interna*. Existen métodos de tratamientos termoquímicos.

- 1.- Carburización
- 2.- Nitruración
- 3.- Cianuración o carbonitruración,

Los métodos que cambian la composición química superficial del acero son: la carburización por la adición de carbono, la nitruración por la adición de nitrógeno y la cianuración por la adición de carbono y de nitrógeno.

#### Carburización

**Carburización.** Este es el más viejo y uno de los más baratos métodos de endurecimiento superficial. Un acero de bajo carbono, generalmente como de 0.20% de carbono o menos, se coloca en una atmósfera que contiene grandes cantidades de conocido de carbono. La temperatura de carburización usual es de 1700°F a esta temperatura tiene lugar la siguiente reacción.



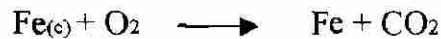
Donde  $\text{Fe}_{(c)}$  representa el carbono disuelto en la austenita. La máxima cantidad de carbono que puede disolverse en austenita a 1700°F esta señalada en el diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro en la línea Acm. Por tanto rápidamente forma una capa superficial de alto carbono, (como del 1.2%). Como la parte interna es de bajo contenido de carbono los átomos de carbono que tratan de alcanzar el equilibrio empezaran a difundir hacia adentro. La rapidez de difusión de carbono en austenita, a una temperatura dada, depende del coeficiente de difusión y el gradiente de concentración de carbono.

En condiciones de operación estándar y conocidas, con la superficie a una concentración fija de carbono, se puede predecir la forma del gradiente de carbono, con razonable exactitud, como una función del tiempo transcurrido. Después de que la difusión ha tenido lugar la cantidad de tiempo requerida, dependiente de la profundidad deseada para la parte externa, la pieza se saca del horno y se enfría. Si la pieza se enfría en horno y se examina microscópicamente, el gradiente de carbono será visible en el cambio gradual de la estructura. En la parte superficie está la zona hipereutectoide de perlita con una red blanca de cementita, seguida sólo por la zona eutectoide de perlita y finalmente la zona hipoeutectoide de perlita y ferrita, con la cantidad de ferrita aumentando hasta que se alcanza la parte interna. Esto se ilustra en la figura 3.1.1. La profundidad de la superficie dura puede medirse microscópicamente con un ocular de micrómetro.

El gradiente de carbono y la profundidad de la superficie dura, pueden determinarse experimentalmente colocando la pieza en un torno maquinando muestras para análisis químico, con incrementos de 0.005 pulg hasta que se alcanza la parte interna. Se hace el análisis para determinar el contenido de carbono y los resultados pueden graficarse como en la figura 3.1.2. La figura 3.1.2 y la tabla II muestran la relación de tiempo y temperatura con la profundidad de la parte externa.

La ecuación de carburización dada anteriormente,  $\text{Fe} + 2\text{CO} \rightarrow \text{Fe}_{(\text{c})} + \text{CO}_2$ , es reversible y puede proceder a la izquierda, eliminando carbono de la capa superficial si el acero se calienta en una atmósfera que contiene dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ). Esto se llama descarburización.

Otras posibles reacciones de descarburización son



La descarburización es un problema principalmente con los aceros al alto carbono y los aceros para herramienta. La superficie, carente de carbono, no se transformará a martensita en un endurecimiento ulterior, y el acero se dejará con una cubierta suave. Para muchas aplicaciones con herramientas, los esfuerzos a que se somete la pieza en servicio son máximos en la superficie o cerca de ella, de manera que la descarburización es peligrosa.

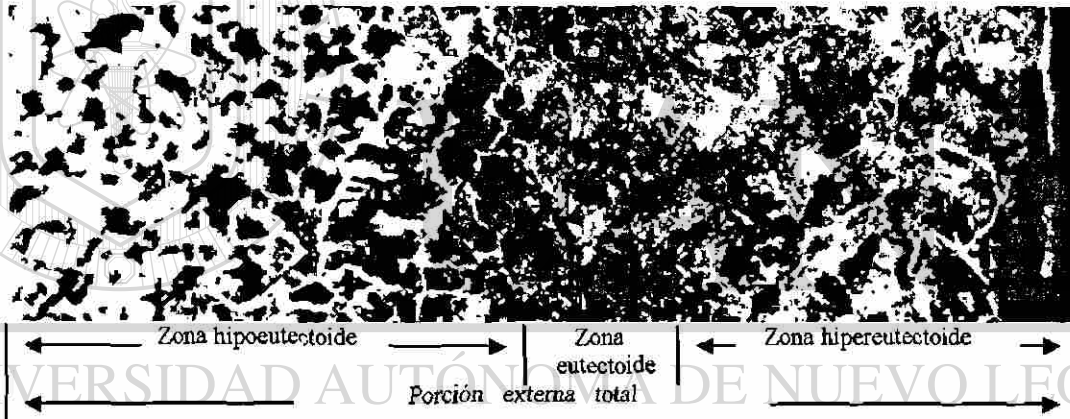


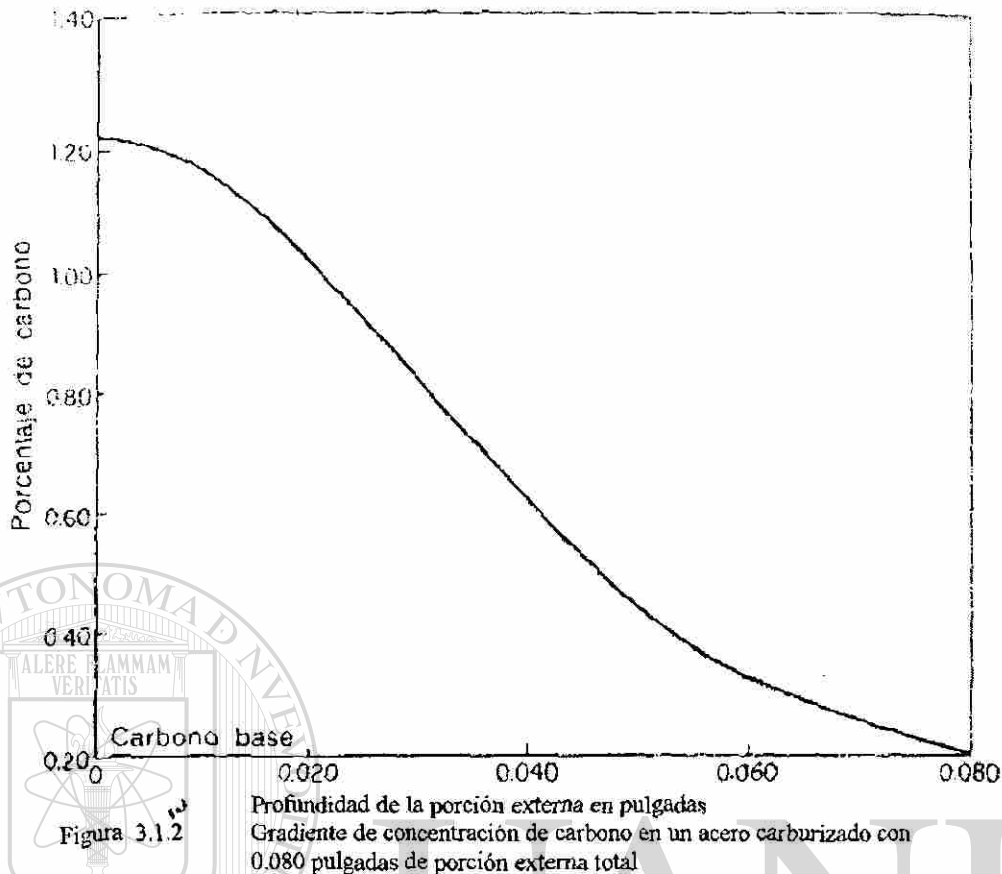
Figura 3.1.1 Acero con 0.20% de carbono, carburizado por empaquetamiento a 1700°F durante 6 horas y enfriado en el horno, atacado químicamente en nital al 2% 30x

La figura 3.1.4 muestra la descarburización en la superficie de un acero al alto carbono. La descarburización puede prevenirse mediante una atmósfera endotérmica de gas en el horno, a fin de proteger la superficie del acero del oxígeno, del dióxido de carbono y del vapor de agua. Una atmósfera endotérmica de gas se prepara haciendo reaccionar mezclas relativamente ricas de aire y de gas hidrocarburo (por lo general, gas natural) en un generador calentado externamente en presencia de un catalizador de níquel. El gas producido consta de 40% de nitrógeno, 40% de hidrógeno y 20 % de monóxido de carbono.

La carburización comercial puede llevarse a cabo por medio de *material sólido de carburización*, gas rico en carbono, y carburización por líquido. En el primer proceso indicado, las fuerzas están rodeadas por un compuesto de carburización en un recipiente cerrado.

El recipiente se calienta a la temperatura adecuada durante la cantidad de tiempo requerida, y luego se enfría con lentitud.





Este es esencialmente un método por "lote" y no se presta para alta producción. Los compuestos comerciales de carburización suelen constar de carbón vegetal de madera dura, coque y aproximadamente 20% de carbonato de bario como activador. El compuesto de carburización está en la forma de gruesas partículas o trozos, así que cuando la cubierta se sella sobre el recipiente, habrá dentro de éste suficiente aire atrapado para formar monóxido de carbono.

Las principales ventajas de este método son que no se requiere una atmósfera preparada y es eficiente y económico para el procesamiento individual de pequeñas cantidades de piezas, o de grandes piezas masivas.

Las desventajas son: que no es muy adecuado para producir parte delgadas superficiales carburizadas que deben controlarse a tolerancias reducidas; no puede proporcionar el estrecho control del carbono superficial que se obtiene mediante el método de carburización por gas;

Las piezas no pueden templarse directamente desde la temperatura de carburización, y se consume excesivo tiempo al calentar y enfriar la carga. Debido a la variación inherente en la profundidad de la región superficial y al costo de los materiales de carburización, este método por empaquetamiento no se utiliza en piezas que requieren una profundidad de la región externa inferior a 0.030 pulg y cuando las tolerancias son de por lo menos 0.010 pulg.

La carburización *por gas* puede ser por lotes o continua y se presta mejor para producir en gran escala tratamientos térmicos. El acero se calienta en contacto con monóxido de carbono y/o un hidrocarburo, puede ser metano, propano, gas natural o hidrocarburo fluido vaporizado.

TIEMPO, <i>H</i>	TEMPERATURA, °F					
	1500	1550	1600	1650	1700	1750
1	0.012	0.015	0.018	0.021	0.025	0.029
2	0.017	0.021	0.025	0.030	0.035	0.041
3	0.021	0.025	0.031	0.037	0.043	0.051
4	0.024	0.029	0.035	0.042	0.050	0.059
5	0.027	0.033	0.040	0.047	0.056	0.066
6	0.030	0.036	0.043	0.052	0.061	0.072
7	0.032	0.039	0.047	0.056	0.066	0.078
8	0.034	0.041	0.050	0.060	0.071	0.083
9	0.036	0.044	0.053	0.063	0.075	0.088
10	0.038	0.046	0.056	0.067	0.079	0.093
11	0.040	0.048	0.059	0.070	0.083	0.097
12	0.042	0.051	0.061	0.073	0.087	0.102
13	0.043	0.053	0.064	0.076	0.090	0.106
14	0.045	0.055	0.066	0.079	0.094	0.110
15	0.047	0.057	0.068	0.082	0.097	0.114
16	0.048	0.059	0.071	0.084	0.100	0.117
17	0.050	0.060	0.073	0.087	0.103	0.121
18	0.051	0.062	0.075	0.090	0.106	0.125
19	0.053	0.064	0.077	0.092	0.109	0.128
20	0.054	0.066	0.079	0.094	0.112	0.131
21	0.055	0.067	0.081	0.097	0.114	0.134
22	0.056	0.069	0.083	0.099	0.117	0.138
23	0.058	0.070	0.085	0.101	0.120	0.141
24	0.059	0.072	0.088	0.103	0.122	0.144

Tabla 3.1 Profundidad de la porción externa en pulgadas al carburizar

La práctica comercial es utilizar gas transportador, como el obtenido con un generador endotérmico y enriquecerlo con uno de los gases de hidrocarburos.

Previamente se mencionó que las piezas carburizadas a menudo tendrán una delgada capa de alto carbono. Hay dos razones por las que puede evitarse esta capa hipereutectoide:

a) si la pieza se enfría lentamente desde la temperatura de carburización, se formará una red proeutectoide de cementita en las fronteras de grano. A endurecimiento subsecuente, sobre todo si el acero se calienta por debajo de la línea  $A_{cm}$ , se conservará alguna cementita de frontera de grano en la pieza terminada, lo cual es una causa frecuente de falla. b) El contenido de carbono hipereutectoide en la superficie aumentará la cantidad de austenita retenida; por tanto, si el acero se alea altamente, el contenido de carbono de la parte externa no deberá ser mayor que el contenido eutectoide de 0.80% de carbono. Empleando un periodo de difusión, durante el cual el gas se desvía pero la temperatura se mantiene, la carburización por gas permite que el carbono superficial se reduzca a cualquier valor deseado.

El empleo del *periodo de difusión* también produce un trabajo mucho más limpio por disipación del depósito de carbón (hollín) durante el tiempo que el gas no fluye.

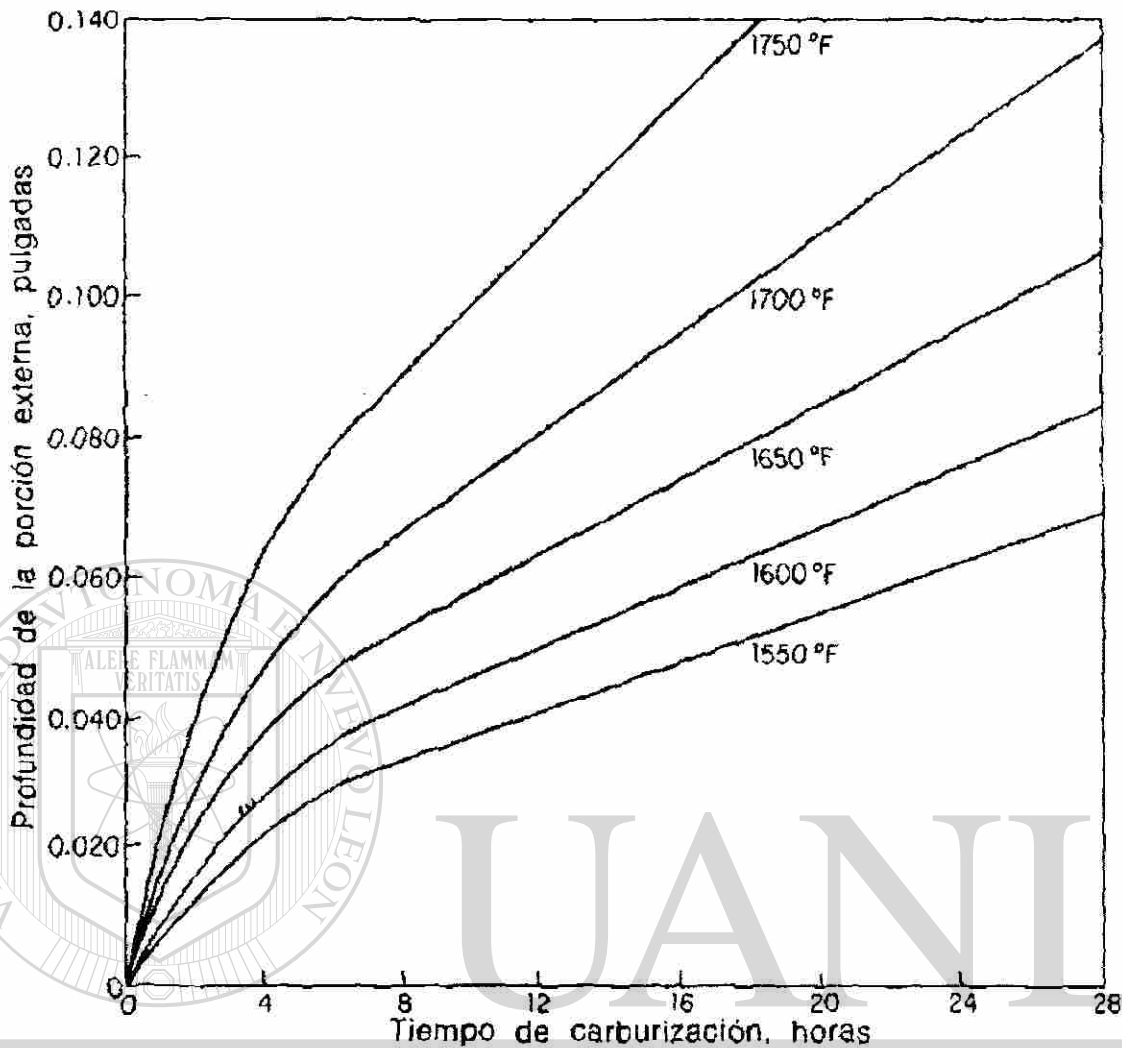


Figura 3.1.3 Relación del tiempo y la temperatura con la profundidad de la porción externa

La carburización por gas permite un manejo más rápido por templado directo, menor costo, alrededores, más limpios, más estrictos control de calidad, y mayor flexibilidad de operación en comparación con la carburización por material sólido.

La carburización por líquido es un método de endurecimiento superficial del acero que consiste en colocar a éste en un baño de cianuro fundido, de modo que el carbono se difundirá desde el baño hacia adentro del metal y producirá una parte superficial, comparable a la resultante de la carburización por empaque o por gas.

La carburización por líquido puede distinguirse de la cianuración por el carácter y composición de la superficie dura producida. Las superficies endurecidas con cianuro son más altas en nitrógeno y más bajas en carbono; lo inverso es cierto para las superficies endurecidas por carburización por líquido. Las superficies endurecidas con cianuro pocas veces tienen una profundidad mayor de 0.010 pulg; los baños de carburización por líquido permiten endurecidos superficiales tan profundos como 0.250 pulg. Los baños de sal a baja temperatura (endurecimiento superficial ligero) generalmente tienen un contenido de cianuro de 0.20% y operan entre 1550 y 1650 °F. Éstos se adaptan mejor para profundidades de parte superficial hasta de



Figura 3.1.4 Capa descarburizada de ferrita sobre la superficie de un acero al alto carbono recocido. Atacado químicamente en nital al 2% 200x

0.030 pulg. Los baños de sal a altas temperaturas (endurecimiento superficial profundo) suelen tener un contenido de cianuro de 10% y operan entre 1650 y 1750 °F

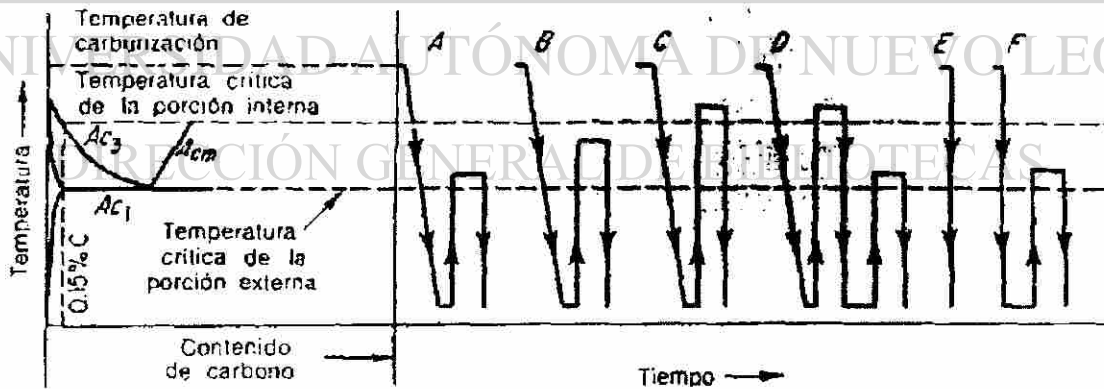


Figura 3.1.4 Diversos tratamientos térmicos para aceros carburizados

Además, se utilizan para producir endurecimientos superficiales de 0.030 y 0.120 pulg, aunque es posible alcanzar 0.250 pulg. En general, la carburización por líquido se adapta mejor a piezas de pequeño y mediano tamaños, ya que las piezas grandes son difíciles de procesar en baños de sal. Las ventajas de la carburización por líquido son: a) eliminación de oxidación y problemas de hollín, b) profundidad de la superficie dura y contenido de carbono uniformes, c) gran rapidez

de penetración, y d) el hecho de que el baño proporcione alta conductividad térmica, reduciendo de ese modo el tiempo requerido para que el acero alcance la temperatura de carburización. Las desventajas son: a) las piezas deben lavarse totalmente después del tratamiento para prevenir la herrumbre; b) es necesaria una revisión y un ajuste regulares de la composición del baño, a fin de obtener profundidad uniforme de la superficie endurecida; c) algunas formas no pueden manejarse porque flotan o llevan consigo cantidades excesivas de sal, y d) las sales de cianuro son venenosas y requieren cuidadosa seguridad.

### *Tratamiento térmico después de la carburización*

Como el acero se carburiza en la región de austenita, el templado directo desde la temperatura de carburización en la región de austenita, el templado directo desde la temperatura de carburización endurecerá tanto la parte externa como la interna si la rapidez de enfriamiento es mayor que la rapidez crítica de enfriamiento. El templado directo de los aceros de grano grueso suele dar lugar a fragilidad y distorsión, de manera que este tratamiento sólo debe aplicarse a aceros de grano fino. Los aceros aleados rara vez se utilizan en la condición de templado sin tratamiento térmico ulterior, debido a la gran cantidad de austenita retenida en la parte superficial endurecida. La figura 3.1.5 muestra una representación diagramática de varios tratamientos de endurecimiento para aceros carburizados, junto con las propiedades de la superficie externa endurecida y el centro de la pieza.

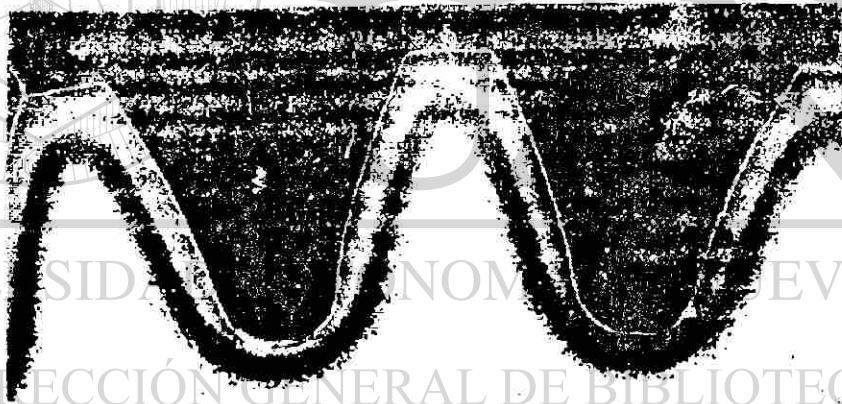


Figura 3.1.6 Engrane apropiadamente carburizado endurecido y revenido. Atacado químicamente en nital 2% 7x

Cuando una pieza carburizada se endurece, la parte exterior aparecerá como una zona de martensita clara, seguida por una zona más oscura de transición (fig. 3.1.6).

La *parte exterior dura o efectiva* se mide desde la orilla exterior hasta la parte media de la zona oscura. De la naturaleza del gradiente de carbono, la parte superficial dura contiene la porción de la parte superficial superior al 0.40% de carbono y es aproximadamente igual a las dos terceras partes de la superficie endurecida total.

Mediciones transversales de dureza pueden utilizarse para obtener la profundidad de la superficie endurecida efectiva, ya que la parte media de la zona transversal es de aproximadamente Rockwell C50.



## Cianuración y carbonitruración

Las superficies externas endurecidas contienen carbón y nitrógeno se producen en baños líquidos de sal (cianuración) o mediante atmósferas gaseosas (carbonitruración).

Las temperaturas utilizadas suelen ser inferiores a las empleadas en carburización, estando entre 1400 y 1600°F. La exposición es por un tiempo más corto, y se producen partes externas más delgadas, hasta de 0.010 pulg para cianuración y hasta de 0.030 pulg para carbonitruración.

En la *cianuración*, la proporción de nitrógeno y carbono en la superficie dura externa producida por un baño de cianuro depende de la composición y de la temperatura en el baño, siendo esta última la más importante. El contenido de nitrógeno es más alto en los baños que funcionan en el extremo inferior del intervalo de temperatura que en aquellos que operan en el extremo superior del intervalo. Generalmente, el contenido de carbono de la superficie endurecida es menor que el producido por carburización, variando desde 0.5 hasta 0.8%.

La superficie endurecida también contiene hasta 0.5% de nitrógeno; por ende, las superficies endurecidas resistentes al corte por lima pueden obtenerse en el templado, a pesar del relativamente bajo contenido de carbono. Se dispone de diversas mezclas de cianuros para el baño que se emplean los baños de más altas concentraciones de cianuro de sodio, la mezcla que más se utiliza está formada por 30 % de cianuro de sodio, 40% de carbonato de sodio y 30 % de cloruro de sodio.

Esta mezcla tiene un punto de fusión del 140°F y se conserva estable, en condiciones de operación continuas. Los agentes activos de endurecimiento de los baños de cianuración, carbono y nitrógeno no se producen directamente del cianuro de sodio (NaCN). El cianuro fundido se descompone ante la presencia de aire en la superficie del baño, para producir cianuro de sodio (NaNCO), el cual a su vez se descompone como sigue:

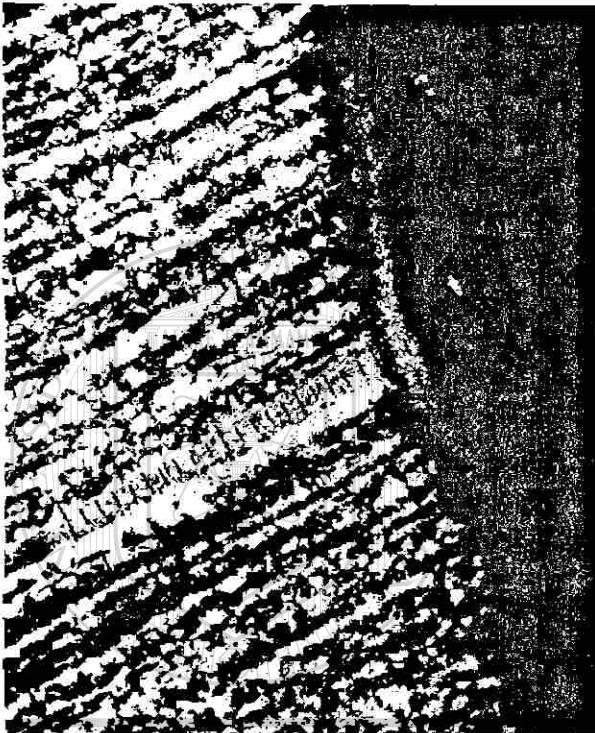


El contenido de carbono de la superficie endurecida desarrollado en el baño de cianuro aumenta al incrementarse la concentración de cianuro del baño, proporcionando de este modo considerable flexibilidad. Un baño que opera a 1550°F y contiene aproximadamente 3% de cianuro puede utilizarse para restablecer el carbono en los aceros descarburados, mientras que un baño con 30% de cianuro a la misma temperatura desarrollará una capa dura de 0.005 pulg en la superficie de un acero al 0.65 % de carbono en 45 min. Este proceso es particularmente útil para partes que requieren una porción externa muy dura y delgada, como tornillos, pequeños engranes, tuercas y pernos. Las principales desventajas de la cianuración son las mismas que las mencionadas para la carburización por líquido.

La carbonitruración es un proceso de endurecimiento superficial en el cual un acero se calienta en una atmósfera gaseosa de tal composición que el carbono y el nitrógeno se absorben simultáneamente. El término carbonitruración es engañoso porque implica un proceso de nitruración modificado. Realmente, la carbonitruración es un cambio de carburización, y el término *nitrocarburización* sería más descriptivo. El proceso también se conoce como *cianuración seca* y *cianuración por gas*. Las atmósferas utilizadas en carbonitruración generalmente incluyen una mezcla de nitrógeno, hidrógeno y monóxido de carbono producido en un generador endotérmico, como en el de carburización por gas. El gas portador se proporciona



al horno bajo presión positiva a fin de prevenir infiltración por aire y actúa como una sustancia inerte para los gases activos (hidrocarburos y amoníaco), haciendo de este modo que el proceso sea más fácil de controlar. El gas enriquecedor es generalmente propano o gas natural y constituye la principal fuente para el carbono añadido a la superficie. A la temperatura del horno, al amoníaco añadido ( $\text{NH}_3$ ) se disocia para proporcionar el nitrógeno a la superficie del acero. La figura 3.1.7 muestra una superficie externa carbonitrurada, obtenida al calentar un acero C1213 en una atmósfera amoníaco-propano a  $1550^\circ\text{F}$  durante 20 min, seguida de un templeado en aceite.



Cada división del ocular de micrómetro es de 0.001 pulg y la profundidad efectiva de la superficie dura, medida hasta la parte media de la zona oscura de transición, es de aproximadamente 0.0025 pulg.

Figura 3.1.7 Porción externa carbonitrurada sobre un acero AISI C1213 Calentado a  $1550^\circ\text{F}$  durante 20 minutos en una atmósfera de amoníaco-propano y luego templeado en aceite. Atacado químicamente en nital 2% 125x profundidad de la porción externa aprox. 0.0025 pulgadas

La presencia de nitrógeno en la austenita responde de las principales diferencias entre carbonitruración y carburización. La austenita carbono-nitrógeno es estable a temperaturas inferiores y permite rapidez de enfriamiento más lentas que la carburización en la operación de endurecimiento. Debido al tratamiento a menor temperatura y al templeado en aceite en vez de templeado en agua, se reduce la distorsión y hay menos peligro de que haya fisuras. Como el nitrógeno aumenta la capacidad de endurecimiento, la carbonitruración de aceros al carbono menos caros para muchas aplicaciones dará lugar a propiedades equivalentes a las que se obtienen en los aceros aleados carburizados por gas.

También se ha encontrado que la resistencia de una superficie carbonitrurada al reblandecimiento durante el revenido es marcadamente mayor que la de una superficie carburizada.

## Nitruración

Este proceso para endurecimiento superficial de aceros aleados en una atmósfera constituida por una mezcla en proporciones adecuadas de gas amoníaco y amoníaco disociado.

La efectividad del proceso depende de la formación de nitruros en el acero por la reacción de nitrógeno con ciertos elementos de aleación. Aunque, a temperaturas adecuadas y con la atmósfera apropiada, todos los aceros son capaces de formar nitruros de hierro, los mejores resultados se obtienen en aquellos aceros que contienen uno o más de los principales elementos de

aleación que forman el nitruro. Estos elementos son aluminio, cromo y molibdeno. El nitrógeno debe proporcionarse en la forma atómica o naciente, en tanto que el nitrógeno molecular no reaccionará.

Las piezas que se nitrurarán se colocan en un recipiente hermético, a través de el cual se proporciona continuamente la atmósfera de nitruración, mientras que la temperatura se eleva y mantiene entre 925 y 1050°F. El ciclo de nitruración es muy largo, dependiendo de la profundidad de la superficie dura deseada. Como se muestra en la figura 3.1.8, un ciclo de 60 hr dará lugar a una profundidad de la superficie dura de aproximadamente 0.024 pulg a 975 ° F.

Una superficie endurecida por nitruración consta de dos zonas distintas. En la zona exterior, los elementos que forman el nitruro, incluyendo el hierro, se han convertido en nitruros.

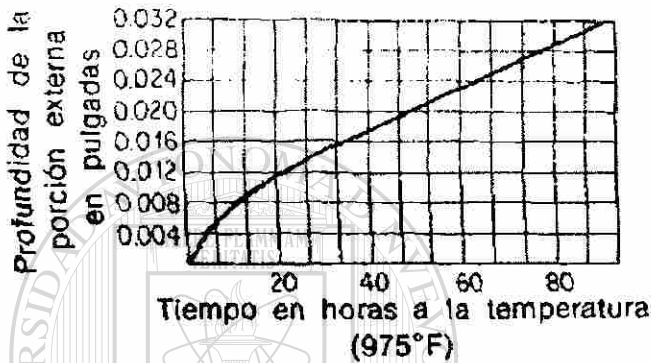


Figura 3.1.8 Profundidad de la porción externa contra tiempo a 975°F

Esta región, que varía en espesor hasta un máximo de unos 0.002 pulg, comúnmente se conoce como *capa blanca*, sólo los nitruro aleados se han precipitado. Una microestructura típica, ilustrada en la figura 3.1.9,

muestra la capa blanca y la región externa del nitruro que está por debajo. La estructura de la parte central, de color más claro, puede verse por debajo de la superficie externa nitrurada.

La profundidad de la región externa del nitruro la determina la rapidez de difusión del medio de nitruración debe contener sólo suficiente nitrógeno activo para mantener la capa blanca. Cualquier incremento más allá de este punto sirve para aumentar la profundidad de la capa blanca y no afecta el espesor de la capa interna.

La concentración de nitrógeno activo sobre la superficie del acero, que determina la profundidad de la capa blanca, la fija el grado de disociación del amoniaco. En el proceso de nitruración de una sola etapa, esta disociación se mantiene entre 15 y 30% ajustando la cantidad de flujo. Se utiliza una temperatura en el intervalo de 925 a 975°F. El proceso de doble etapa, también conocido como *proceso Floe*, tiene ventaja de reducir el espesor de la capa blanca de nitruro.

Figura 3.1.9 Microestructura que muestra una porción externa nitrurada por el proceso de una etapa única. Nitrurada durante 48 horas a 975°F y 30% de disociación de amoniaco



En la primera etapa del proceso de doble etapa, la disociación de amoniaco se mantiene en 20 % durante un

periodo de 5 a 10 hr a 975 °F. Durante este periodo se establece la capa blanca y se empieza a formar el nitruro útil, por difusión del nitrógeno fuera de ella.

En la segunda etapa, la composición del gas es tal que mantiene sólo una delgada capa blanca sobre la pieza terminada. La figura 3.1.10 muestra una estructura típica de superficie endurecida producida mediante este método.

La capa blanca es frágil y tiende a astillarse desde la superficie si tiene un espesor que exceda de 0.0005 pulg.

Las capas blancas más gruesas producidas por el proceso de una sola etapa deben eliminarse ya sea esmerilando o puliendo después la nitruración. Generalmente se hace una concesión de por los menos 0.002 pulg por lado de más respecto a las dimensiones de maquinado final si es necesario esmerilar después de la nitruración; sin embargo, si se utiliza el proceso de doble etapa, podría omitirse el esmerilado y otras operaciones determinadas, excepto hasta donde se requieran para satisfacer las tolerancias dimensionales. La capa blanca muy delgada obtenida mediante este método, generalmente de 0.0002 a 0.0004 pulg de profundidad, no se astilla ni se marca con hoyos, y las características de fricción de la superficie son excelentes. Esta capa también tiene buenas propiedades de resistencia al desgaste y cabe esperar que mejore la resistencia a la corrosión.



Figura 3.1.10 Microestructura muestra una porción nitrurada por el proceso Floe de doble etapa. Nitruada durante 8 hr a 975°F y 20% de disociación de amoníaco seguido de 42 hr a 1050°F y disociación de 83 a 86% de amoníaco.

Superficies más duras, aproximadamente de R/C 70, se obtienen con aceros aleados al aluminio, conocidos como *nitroaleaciones*, que son aceros al carbono medio que contienen también cromo y molibdeno. Para algunas aplicaciones en las que es aceptable menor dureza, se utilizan aceros estándar al carbono medio que contienen cromo molibdeno (series AISI 4 100, 4 300). La nitruración también se ha aplicado a aceros inoxidables y aceros para herramientas destinadas a ciertos fines.

El acero generalmente se endurece y reviene entre 1,100 y 1,300°F para producir una estructura sorbitica de máxima tenacidad en la parte interna y luego nitrurada.

Como la nitruración se realiza a temperaturas relativamente bajas y no se necesita templado, la distorsión se reduce a un mínimo, aunque algún crecimiento ocurra debido al aumento en volumen de la superficie endurecida; sin embargo, este crecimiento es constante y predecible para una pieza y ciclo dados, de tal modo que en la mayoría de los casos las piezas pueden maquinarse muy próximas a sus dimensiones finales antes de la nitruración.

Esto es una ventaja de la nitruración sobre la carburización.

Algunas piezas complejas que no pueden endurecerse superficialmente a satisfacción por carburización se han nitrurado sin dificultad. La resistencia al desgaste es una característica sobresaliente de la porción externa nitrurada no se ve afectada al calentar a temperaturas inferiores a la original temperatura de nitruración. Una dureza sustancial de por lo menos 1 150°F se retiene, en marcado contraste con una superficie endurecida por carburización, la cual empieza a perder su dureza a relativamente bajas temperaturas.

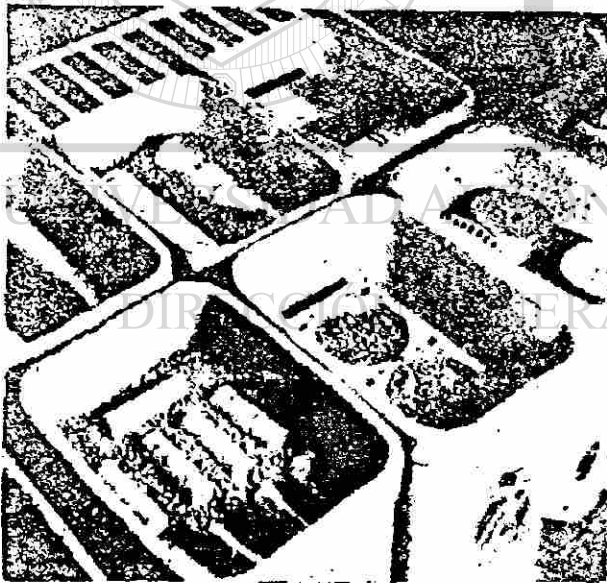
### 3.2 Cementación Sólida

La mayor parte de las piezas que componen las máquinas y motores, se fabrican de forma que sus propiedades mecánicas sean bastantes uniformes en toda la masa. Sin embargo, en ciertos mecanismos es necesario que algunas piezas tengan superficies muy duras, resistentes al desgaste y a la penetración, y el núcleo central muy tenaz, para poder soportar los choques a que están sometidas. Los procedimientos más usados en la actualidad para conseguir estas características, gran dureza y mucha tenacidad, al parecer opuestas entre sí, son los siguientes: la cementación, la cianuración, la carbonitruración, la nitruración, la sulfurización, el temple local, el depósito por soldadura de delgadas capas superficiales de aceros de elevado contenido en carbono y el cromato duro.

La cementación, que es el más antiguo de todos esos procedimientos de endurecimiento superficial, consiste en aumentar el contenido en carbono en la superficie de las piezas de acero, rodeándolas con un medio carburante, y manteniendo todo el conjunto, durante un cierto tiempo a elevada temperatura. Luego se templen las piezas y quedan con gran dureza superficial.

Se pueden emplear cementantes sólidos, líquidos y gaseosos, oscilando la duración de la cementación de 6 a 10 horas cuando se utilizan cementantes sólidos, de 1 a 6 horas cuando se trata de sales o cementantes líquidos y de 1 hora a varios días utilizando cementantes gaseosos.

Se emplean acero aleados y sin aleación, de bajo contenido en carbono, generalmente de 0,08 a 0,25% de C y excepcionalmente algunas veces se cementan también aceros hasta de 0,40 % de C.



Piezas preparadas para cementar en cajas

alma o núcleo central y la periferia o capa cementada, existiendo entre ellas otra tercera zona de transición de menor importancia (fig. 3.2.1).

La operación se realiza generalmente a temperaturas comprendidas entre 850°C y 1.000°C, siendo las temperaturas próximas a 900°C las más utilizadas.

En el proceso de cementación se pueden distinguir dos etapas distintas: 1.ª absorción del carbono por el acero, y 2.ª mejoramiento de características por medio de tratamientos térmicos adecuados.

La cantidad y distribución del carbono absorbido por las piezas depende:

1. ° De la composición del acero sometido a la cementación.
2. ° De la naturaleza de la substancia cementante, y
3. ° De la temperatura y de la duración de la cementación.

Una pieza después de cementada se puede considerar compuesta por dos zonas principales de composición química diferente; el



Por quedar después de la cementación, la capa exterior con un alto contenido en carbono y el corazón con la composición inicial, es posible obtener luego gran dureza en la periferia y alta tenacidad en el núcleo. Pero, como sólo con la cementación, las piezas no adquieren esas propiedades, es necesario darles después unos tratamientos térmicos adecuados. Después de la cementación, la periferia a pesar de tener un elevado contenido en carbono, está todavía relativamente blanda y el núcleo central, aun siendo de muy bajo contenido en carbono, puede ser frágil por tener la estructura *muy* gruesa, por haber permanecido el acero durante *mucho* tiempo a alta temperatura.

Como la periferia y el núcleo central de las piezas cementadas son de distinta composición, necesitarán diferentes tratamiento, pero como ambas son inseparables, esos tratamientos deberán ser de tal naturaleza, que actúen favorablemente sobre las dos partes, o que si favorecen a una, sean lo menos desfavorables para la otra.

Cementación a 925°C con 60% de carbón de madera y 40% de carbonato bórico, durante 10 horas, de un acero de 0,12% de carbono.

En este capítulo estudiaremos también la cianuración y la carbonitruración porque, lo mismo que la cementación, en esos procesos hay un notable aumento del contenido en carbono en la periferia de las piezas.

Sin embargo, estos tres tratamientos se diferencian porque en los dos primeros el acero absorbe además de carbono cierta cantidad de nitrógeno, que se combina formando nitruros, que contribuyen también a que se consiga gran dureza en la superficie de las piezas.

**Capa cementada** Se da el nombre de capa cementada a la zona que después de la

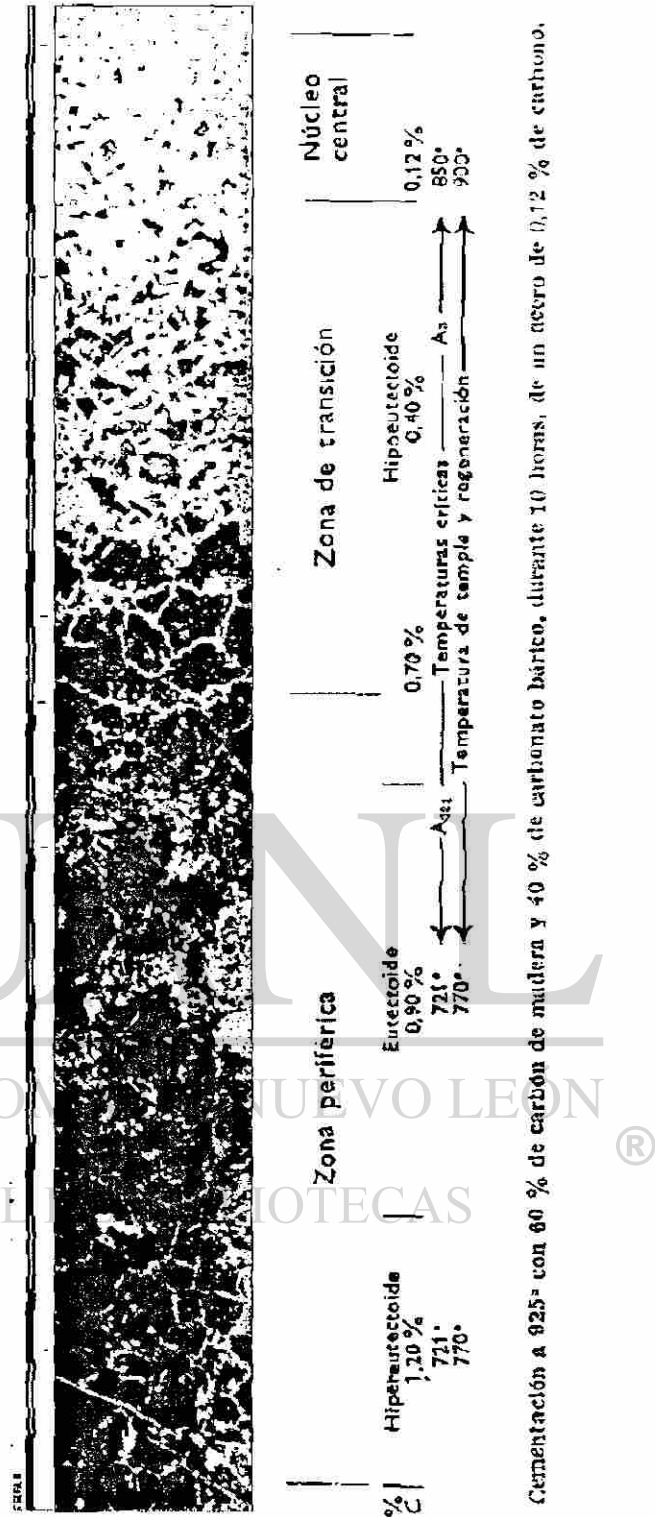
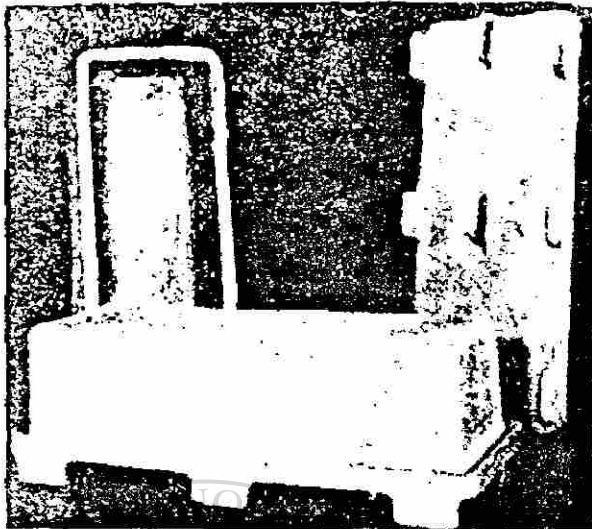


Figura 3.2.1 Zonas de cementación

cementación queda con un contenido de carbono superior a la del acero y recibe el nombre de capa dura la zona superficial que después del último tratamiento queda con una dureza superior a 58 a 60 Rockwell-C., y que suele corresponder a la zona cuyo porcentaje de carbono es superior a 0,50-0,80 % de C.

Aunque de unos casos a otros hay bastantes diferencias, se puede considerar que en la mayoría de las piezas cementadas el espesor de la capa dura varía de la cuarta parte a la mitad (0,25 a 0,5) de la profundidad de la capa cementada.



A veces en lugar de hacer referencia a la profundidad de la capa cementada señala según preferencias la capa con carbono superior a 0,3 o 0,5% de carbono (fig. 3.3.5). Esto se hace porque en ocasiones ese espesor es caso aproximadamente el de la capa dura.

Conviene tener en cuenta todo esto al estudiar espesores de capa cementada, capa dura, etc.

Los espesores de las capas cementadas que normalmente se emplean en las piezas de máquinas y motores, se pueden clasificar en tres grupos:

#### Cajas de cementar de acero refractario al calor 25% de Cr y 20% de Ni

1.º Capas delgadas con menos de 0,50 mm de espesor de cementación. Estas profundidades de cementación se utilizan para pequeñas piezas de acero al carbono, endurecidas generalmente con sales de cianuro y templadas directamente desde la temperatura de cementación. Estas piezas deben utilizarse siempre sin rectificado posterior.

2.º Capas medias de 0,50 a 1,50 mm. Estos espesores son los más corrientes para la mayoría de las piezas que se utilizan en la fabricación de máquinas y motores. Se pueden emplear cementantes sólidos, líquidos o gaseosos, con acero al carbono, débilmente aleados o de alta aleación.

3.º Capas de gran espesor, superiores a 1,50 mm. Son obtenidas, generalmente, por cementación con materiales sólidos y con cementantes gaseosos y algunas veces, aunque más raramente, con cementantes líquidos. Las chapas de blindaje, que suelen fabricarse con capas cementadas de 3 a 4 mm son cementadas con gases.

Cualquiera que sea el proceso que se emplee, conviene que el contenido en carbono de la capa cementada no pase de 1% y debe procurarse que la parte periférica de la pieza después de rectificadas, queda aproximadamente con 0,8 a 0,9 % de carbono, con lo que se obtienen en el temple durezas de 62 a 65 Rockwell-C. Siempre conviene obtener durezas superiores a 60 Rockwell-C. Siempre conviene obtener durezas en que la lima ya no marca al acero.

Cuando el contenido en carbono de la zona periférica es superior a la composición eutectoide de 0,90% de carbono, suelen aparecer redes de cementita o de carburos que pueden hacer frágil a la capa cementada y con tendencia a descascarillarse. En estos casos conviene dar a las piezas después de la cementación un recocido de difusión a 800°-900°C en una atmósfera o baño apropiado para disminuir el porcentaje de carbono de la periferia. Con este tratamiento se uniformiza bastante el contenido en carbono y se evitan posibles desconchamientos en las piezas cementadas.



### *Cementación con materias sólidas*

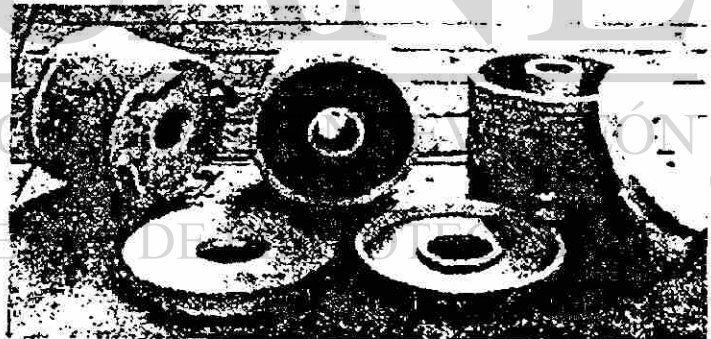
Se utilizan diversas materias para suministrar el carbono que ha de absorber el acero durante la cementación. La más empleadas suelen ser el carbón vegetal, el negro animal, huesos calcinados, cuero, cok, etc., mezclados con carbonatos de bario, calcio y sodio.

El carbón sólo, no se emplea porque con él no suelen conseguir concentraciones de carbono en la periferia del acero, superiores a 0,65% de C. Mezclándolo en cambio con carbonatos alcalinos o alcalino-térreos, se alcanza hasta 1,20 % de carbono.

Durante muchos años, uno de los cementantes más utilizados fue la mezcla Carón preparada con 60 % de carbón vegetal y 40 % de carbonato bórico. El carbón se tritura en trozos de 3 a 6 mm de diámetro y luego se mezcla con el carbonato bórico en polvo. Recientemente se ha comprobado que se puede disminuir el contenido de carbonato bórico, obteniéndose muy buenos resultados con porcentajes de 10 a 15 %, sin que pierda efecto sensible la acción carburante de la mezcla; bajando en cambio de 8%, el rendimiento disminuye ya notablemente. Se suele añadir también un 20% de cok como diluyente, porque aumenta la velocidad de penetración del calor a través del compuesto carburante, permite obtener rápidamente temperaturas uniformes en el interior de las cajas y disminuye el coste de la mezcla. Como activadores también se suelen emplear el carbonato cálcico y el carbonato sódico. Es importante que el carbón esté bien seco, porque pequeñas trazas de humedad, pueden dar lugar a decarburaciones locales y luego a puntos blandos en las piezas después del último temple.

Durante mucho tiempo se creyó que la cementación de los aceros extra-dulces se verificaba, al penetrar el carbono del cementante sólido a través de la superficie del acero y difundirse luego hacia el interior.

— Pero se ha comprobado que la transferencia del carbono al acero, se verifica siempre por medio de los gases que se desprenden al calentarse las mezclas cementantes a alta temperatura, siendo en estos procesos el óxido de carbono el principal agente carburante.



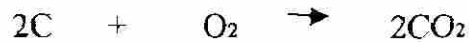
Cajas de acero refractario al calor para cementar engranajes

Si se coloca un trozo de acero rodeado de materias carburantes y se

calienta a 925°C en el vacío, de forma que no haya gases a su alrededor, el acero no absorbe carbono.

Para que la cementación se verifique, ha de ponerse el carbono en contacto con la superficie del acero caliente en un estado adecuado para que se verifique la absorción. El éxito de la cementación, depende en gran parte de la aptitud del medio carburante para suministrar y rodear la superficie del acero con carbono, en un estado que se puede llamar activo, de tal naturaleza que su absorción por el acero se efectúe rápidamente. La experiencia ha demostrado que el carbono naciente que se forma en el interior de las cajas de cementación al descomponerse el óxido de carbono, se encuentra en un estado muy favorable para que se produzca la cementación.

El proceso de cementación por el carbón vegetal, coque, etc., se explica en la siguiente forma: El carbón a elevada temperatura, en contacto con el oxígeno del aire que hay siempre en el interior de las cajas, entre los huecos que deja la materia cementante, da óxido de carbono (CO) según la siguiente reacción:



Luego el óxido de carbono formado se descompone a elevada temperatura en carbono naciente y dióxido de carbono.



En alguno procesos (en especial cementación gaseosa) también se realiza la cementación por la acción del metano que se descompone en hidrógeno y carbono naciente de acuerdo con la siguiente reacción:



En todos los casos el carbono naciente que se forma es el que produce la cementación. Al estar en contacto con el hierro a alta temperatura se combinan



formándose carburo de hierro o cementita, y luego al difundirse el carbono de hierro hacia el interior de las piezas es cuando puede decirse que se produce verdaderamente la cementación.

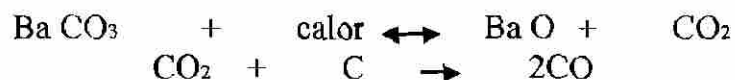
En todos los casos, para que se verifique con facilidad la absorción del carbono, es necesario que el acero se encuentre en estado austenítico, con el hierro en forma de hierro gamma, condición que se cumple utilizando las temperaturas normales de cementación. En esas condiciones, de 850° a 950°C el acero puede absorber hasta 1.40% de carbono aproximadamente, pudiéndose llegar hasta 2.11% de C a 1,145°C. Cuando el hierro se encuentra en estado alfa a temperaturas más bajas, la capacidad de absorción del carbono es, en cambio, muy limitada. A 722°C, por ejemplo, el hierro alfa sólo puede disolver 0.024% de carbono, aproximadamente.

El carbono, después de haber pasado el acero, queda disuelto en el hierro gamma y de acuerdo con las leyes de difusión, al existir en la periferia una concentración más elevada que en el interior, penetra hacia el corazón.

En el proceso de cementación se señalan, por tanto, tres fases diferentes:

- 1a Producción de carbono naciente en las proximidades de la superficie de acero.
- 2a Absorción del carbono en la zona periférica del acero; y
- 3a Difusión del carbono hacia la zona central.

Los carbonatos, y en especial el carbonato bórico, que se emplean mezclados con el carbón vegetal, aceleran la penetración del carbono naciente, que es como hemos señalado antes, el verdadero agente carburante, al facilitar la formación de óxido de carbono de acuerdo con las siguientes:



El CO producido se descompone en todos los casos, produciéndose carbono naciente  $2CO \rightarrow C + CO_2$  y el BaO producido reacciona con el  $CO_2$  obteniéndose nuevamente  $BaCO_3$ .

Como las mezclas cementantes pierden con el uso su actividad, es necesario renovarlas periódicamente, siendo una práctica muy corriente preparar las mezclas utilizando de 3 a 5 partes de la usada y una de la nueva.

Los principales inconvenientes de los cementantes sólidos son:

- 1.º La gran duración de la operación, generalmente demasiado larga, ya que es necesario calentar hasta muy altas temperaturas las grandes cajas de cementación.
- 2.º El elevado consumo de combustible, necesario para calentar el cementante y las cajas.
- 3.º El elevado coste de preparación y colocación de las piezas en las cajas.
- 4.º La dificultad de templar directamente las piezas desde la caja y, por tanto, la imposibilidad de emplear dispositivos automáticos para el temple al trabajar con grandes series, y
- 5.º La irregularidad de temperaturas en el interior de las grandes cajas de cementación.

### Penetración y distribución del carbono

La profundidad de la capa cementada aumenta con la temperatura y con la duración de la cementación y depende también de la actividad del carburante empleado y de la composición del acero que se va a cementar (fig. 3.2.2).

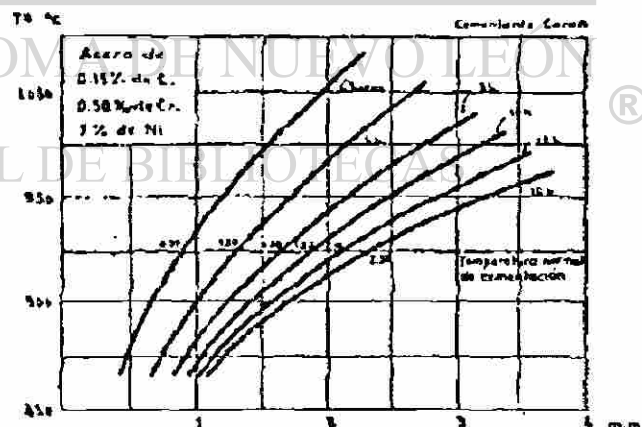
Aunque la penetración del carbono no se verifica con idéntica velocidad en los diferentes tipos de aceros, en la práctica industrial no son muy sensibles las diferencias entre las penetraciones que se consiguen en los aceros al carbono y los aceros al níquel, cromo-níquel, etc.

La absorción del carbono por el hierro  $\gamma$ , es tanto más activa cuanto menor sea el porcentaje en carbono del acero. A medida que la carburación progresa, cuando el porcentaje de carbono aumenta, la velocidad de absorción disminuye, comportándose en ese caso el acero como una solución que se aproxima a su grado de saturación.

Figura 3.2.2 Profundidad de la penetración del carbono (capa cementada) que se consigue a diferentes temperaturas, en función de las horas de cementación

Cementando un acero cromo-níquel de 0,15% de C, 0,50% de Cr y 1% de Ni, a 925°C con la mezcla Carbón de 60 % de carbón vegetal y 40% de carbonato bórico, se obtiene al cabo de 4 horas una profundidad de 0,89 mm y una velocidad media de penetración de 0,22 mm por hora. A las 8 horas se llega a 1,60 milímetros y a las 16 horas, a 2,30 mm (fig. 3.2.2).

Cuando la cementación se verifica a bajas temperaturas, la penetración del carbono es muy pequeña y, en cambio, el porcentaje en carbono de la periferia es mayor que cuando se efectúa la cementación a temperaturas próximas a 925°C



### 3.3 Cementación Líquida

La cementación líquida es un método de endurecimiento superficial en el hierro y el acero por calentamiento en un baño de cianuro líquido donde se genera la difusión del carbono en el hierro gamma este casco endurecido presenta porcentajes de nitrógeno y carbono los valores de capa pueden alcanzar hasta 0.250 pulgadas.

#### TIPOS DE BAÑOS

A) Baños de temperatura baja. (casco ligero) usualmente operan en un rango de temperatura de 1550°F a 1650 °F en algunos de los casos se puede ampliar el rango de 1450° a 1700°F. Los espesores de capa formados van desde 0.003 pulgadas a 0.030 pulgadas la composición del baño se describe en la tabla 3.3.1.

Las reacciones químicas de los baños a baja temperatura son complejas se describen a continuación:

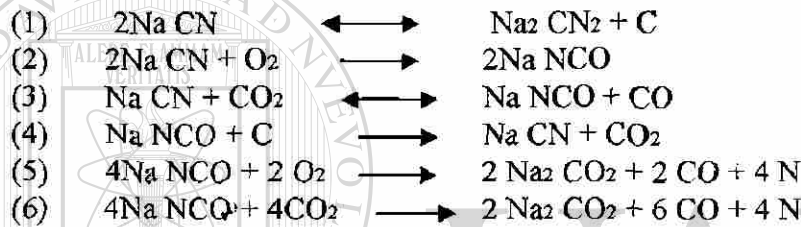
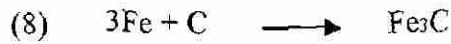
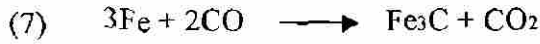


TABLA 3.3.1 Composición de los baños de baja temperatura

Constituyente	Composición del baño %	
	baja temperatura (1550 a 1600 °F)	Alta temperatura (1650 a 1750 °F)
Cianuro de Sodio	10 a 23	6 a 16
Cloruro de Bario	0 a 40	30 a 55
Otras Sales Alcalinas (a)	0 a 10	0 a 10
Cloruro de Potasio	0 a 25	0 a 20
Cloruro de Sodio	20 a 40	0 a 20
Carbonato de Sodio	30 máx.	30 máx.
Aceleradores (b)	0 a 5	0 a 2
Cianato de Sodio	1.0 máx	0.5 máx.
Densidad del baño fundido	110 lb/ft <sup>3</sup> a 1650 °F	125 lb/ft <sup>3</sup> 1700 °F

(a) Cloruro de Calcio y Estroncio  
 (b) Dioxido de manganeso, Oxido de Boro, Fluoruro de Sodio y Carburo de Silicio

166784



Los baños de baja temperatura o casco ligero usualmente operan con altos contenido de cianuro respecto a los baños de alta temperatura.

**BAÑOS DE ALTA TEMPERATURA (Casco Profundo)**

Estos operan en un rango de temperatura de 1650 °F a 1750 °F. Cuando se desea una rápida penetración del carbono los rangos se elevan de 1800 a 1900 °F. El rango del casco endurecido en estos baños oscila de 0.020 pulgadas a 0.120 pulgadas y en algunos casos arriba de 0.250 pulgadas estos baños tienen mayor proporción de cloruro de bario ver tabla 3.3.1

Además de las reacciones que ocurren en los baños de baja temperatura se pueden agregar las siguientes 2 reacciones a estos baños :



Los contenidos preferentes de cianuro se pueden ver en la tabla 3.3.2

TABLA 3.3.2

Relación de temperatura de operación y contenido de cianuro de sodio en el baño líquido

Temperatura °F	Cianuro de Sodio (Na CN)%		
	Min.	Preferente	Max
1500	14	18	23
1550	12	16	20
1600	11	14	18
1650	10	12	16
1700	8	10	14
1750	6	8	12

*GRADIENTES DE CARBONO.*

La figura 3.3.1 muestra los gradientes de carbono producidos por una carburización líquida en unas barras de acero SAE - 1020 a 1550°F, 1600°, 1750 °F en diferentes tiempos de operación.



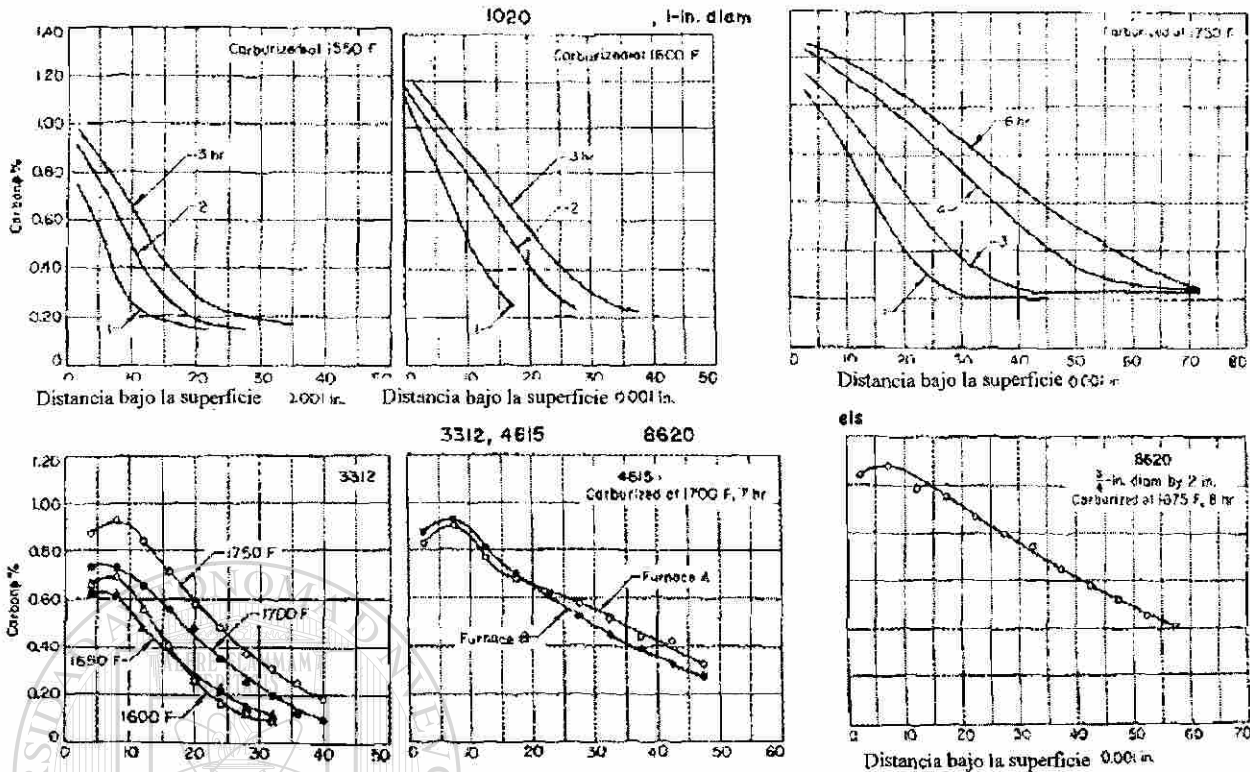


Figura 3.3.1 Penetración de carbono en barras de acero ordinario y aleados a diversas temperaturas

**PENETRACIÓN DEL CARBONO**

En la carburización líquida son determinantes la temperatura de carburización y la duración del ciclo de carburización. Los efectos de la composición química del acero son relativamente menores. Una fórmula simple de estimar el casco carburizado obtenido en la carburización líquida es:

$$C = K \sqrt{t}$$

Donde el valor de C es el casco en pulgadas, K es una constante la cual representa la penetración en la primera hora de calentamiento y t es el tiempo de calentamiento en hora. Los valores de K para tres diferentes temperaturas son: 0.012 pulgadas (1500 °F), 0.018 pulgadas (1600 °F), 0.025 pulgadas (1700 °F).

**GRADIENTES DE DUREZA**

Asociado con el gradiente de carbono y causado por este las variaciones de dureza a diferentes distancias bajo las superficies se muestra la figura 3.3.2 para un acero al carbono SAE - 1020, y aceros aliados SAE - 4620 y SAE - 8620

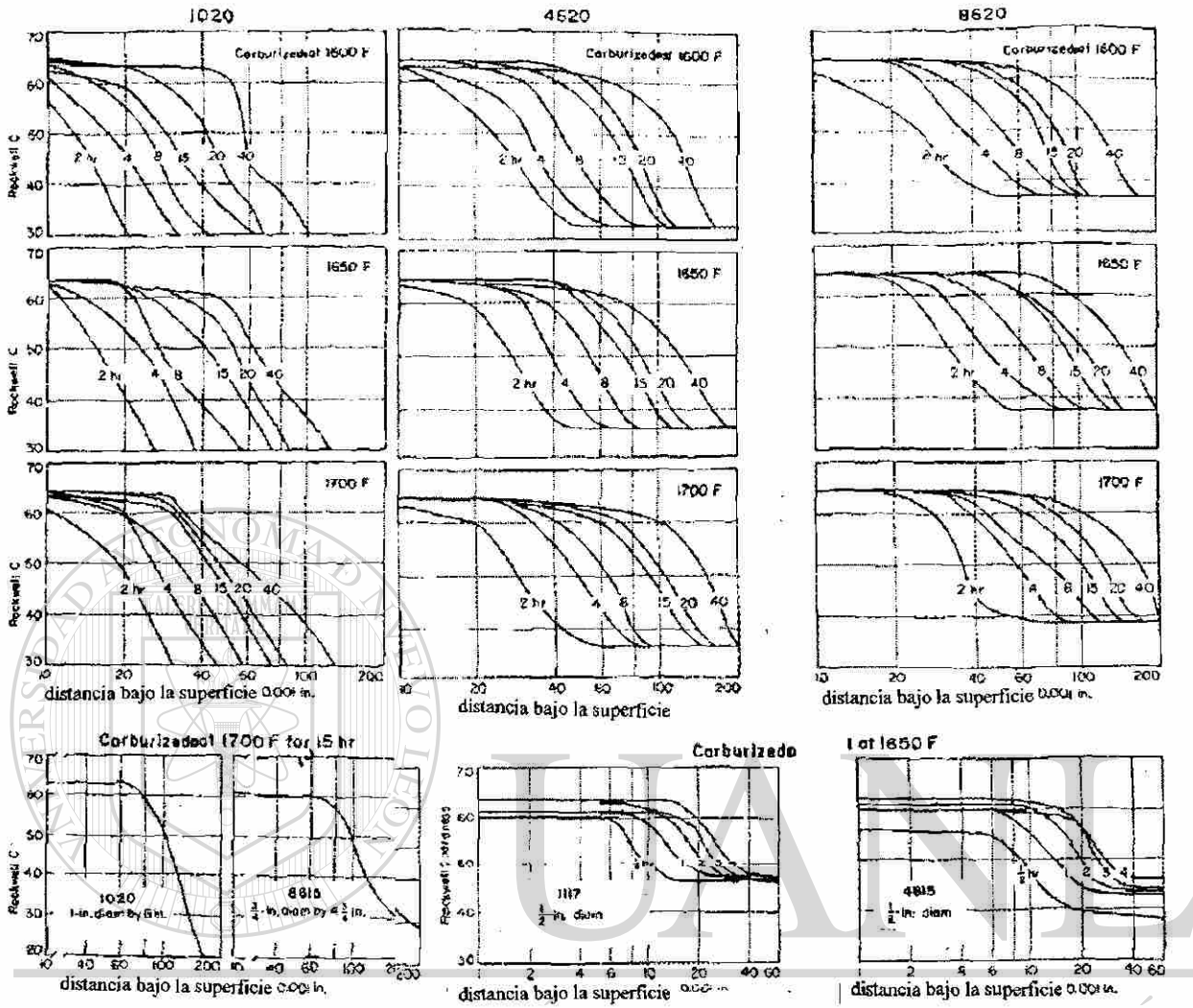


Figura 3.3.2 Penetración de carbono en barras de acero para tiempos y temperaturas variables

*Sales de cementación y nitruración*

*Sales de cementación*

*Baño (I)*

Características:

Zona de trabajo	600 a 900°C
Peso específico	1.3
Calor específico	0.30
Potencia calorífica por litros y °C	0.39
Profundidad de penetración	0.60 mm.
Toxicidad	Muy elevada: por alto contenido de cianuro

Endurecimiento superficial del acero por difusión de carbono en hierro gamma

**Aplicación:**

Este baño se utiliza para lograr durezas superficiales elevadas, con poca profundidad de carburación. Las temperaturas de cementación pueden oscilar de los 850° a los 920°C. Periódicamente deberá controlarse por valoración, el contenido de cianuro del baño, teniendo estipulado un porcentaje mínimo del 50% y un máximo del 70%.

**Observaciones:**

Las piezas tratadas con este tipo de sales no pueden someterse a rectificado profundo, dado que la capa de cementación es ligera y la dureza conseguida inicialmente disminuirá de forma sensible. Los aceros oxidados apenas se dejan cementar en este tipo de baño, y para ellos, es necesario cementar con baños más activados (fig. 3.3.1, gráfico).

Tiene fundamental importancia el acabado superficial de las piezas, ya que las superficies muy pulimentadas, retardan la absorción del carbono, mientras que los acabados más bastos, facilitan la cementación.

Las piezas cementadas en este tipo de sales, no admiten el apagado directo en baño caliente (isotérmico), a base de sales de bajo punto de fusión (120°C).

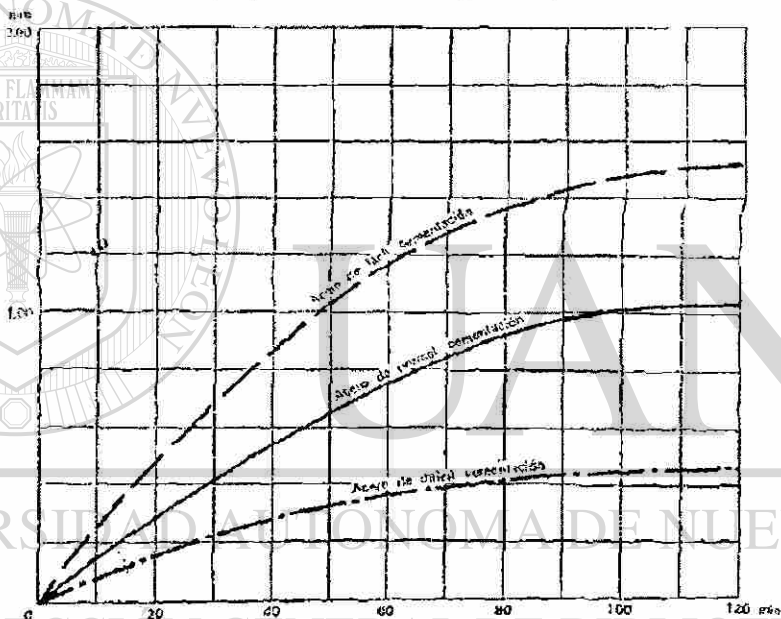


Figura 3.3.5 Gráfico indicando las profundidades logradas en sales de cementación sin activadores

**Baño (2)**

Sal de cementación ligeramente activada, con porcentaje medio de cianuro (25 a 30%).

**Características:**

Zona de trabajo	650 a 950 °C
Peso específico	1.4
Calor específico	0.28
Potencia calorífica por litros y °C	0.40
Profundidad hasta	0.60 mm.
Toxicidad	Elevada: contiene cianuro

**Aplicación:**

Con estas sales y operando a temperaturas normales de cementación (920-230°C), se consiguen penetraciones de unas tres décimas de milímetro en un tiempo aproximado de media hora. Este baño es adecuado para la cementación de piezas donde el rectificado sea omitido, y para la cementación de piezas donde el rectificado sea omitido, y para la cementación de grandes sales donde se requiera dureza superficial en la capa cementada. Para cementaciones de penetración más profunda, deben aplicarse los baños (3) y (4), que a continuación detallaremos.

#### Observaciones:

La regeneración del baño se efectúa por la aportación de sales nuevas necesarias para mantener el nivel del baño. En procesos de cementación donde el arrastre es mínimo (por tratarse de piezas grandes y de superficies lisas), será necesario, cada ocho horas de trabajo, vaciar una parte del baño con una cuchara adecuada y sustituirla por otra de sales nuevas.

El potencial de carbono de la capa cementada, varía según sea la aleación del acero y profundidad alcanzada. Generalmente con este baño se puede estipular un porcentaje del 0,80% de carbono, en la primera y segunda décima alcanzada.

#### Baño (3)

Sal de cementación con mediano contenido de CNNa (40%), con activadores y reguladores del potencial de carbono.

#### Características:

Zona de trabajo	600 a 940 °C
Peso específico	1.70
Calor específico	0.18
Potencia calorífica por litros y °C	0.42
Profundidad hasta	1.80 mm.
Toxicidad	Elevada; contiene cianuro

#### Aplicaciones:

Con este tipo de sales, se pueden cementar fácilmente todos los aceros de cementación, aleados u ordinarios, al carbono. Las temperaturas normales de cementación se estipulan entre los 880 y 930°C (según sea el tipo de acero). La regeneración del baño se efectúa por la aportación necesaria de sales nuevas, para mantener el nivel del baño.

Periódicamente deberá controlarse la concentración de cianuro, por valoración. En los procesos de cementación prolongados y de poco arrastre de sales, será necesario retirar cada doce horas de trabajo, una parte del baño, substituyéndolo por sales nuevas a fin de mantener el porcentaje adecuado de sales activas.

Para alcanzar una profundidad de cementación predeterminada, conviene introducir, junto a la carga a cementar, algunas probetas del mismo material y superficie de acabado, pudiendo así contrastar, mediante fractura, la penetración alcanzada.

Este tipo de sales, son apropiadas para todas aquellas piezas que después de la cementación y temple, deban ser rectificadas.

#### Observaciones:

La profundidad de cementación dependerá, en todos los procesos, del tiempo, temperatura, tipo de acero, baño correcto y acabado superficial de las piezas.

La profundidad de cementación dependerá, en todos los procesos, del tiempo, temperatura, tipo de acero, baño correcto y acabado superficial de las piezas.

Las piezas cementadas en este baño, no admiten el apagado directo en baño isotérmico, a base de sales que fundan a 120 °C; altamente peligroso.

*Baño (4).*

Sales de cementación profunda con bajo contenido de CNNa (8-10%), altamente activadas y reguladas.

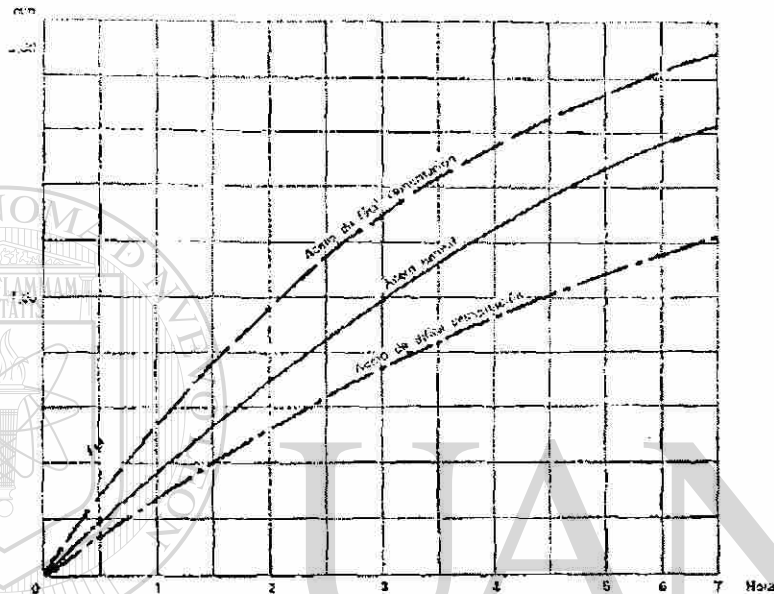


Figura 3.3.6 Gráfico indicando las profundidades logradas con sales de cementación activadas

Características:

Zona de trabajo	40 a 940 °C
Peso específico	2.5
Calor específico	0.17
Potencia calorífica por litros y °C	0.44
Profundidad hasta	2 mm. y más
Toxicidad	Elevada: contiene cianuro

Aplicación:

En todas aquellas piezas que necesitan una cementación más profunda de la que, económicamente, es posible alcanzar con el baño (3), o bien, en las piezas que deban ser rectificadas a más de la cuarta parte de la capa cementada, debe aplicarse este tipo de sales. El campo de aplicación de este baño, comprende toda la industria de construcción de maquinaria, automatización, herramientas y fabricas de armas. Es un baño universal aplicable para todas las profundidades de cementación (fig. 3.3.6).

Las penetraciones que se consiguen a una temperatura constante de 930 °C, con relación al tiempo, son las siguientes:



En 2 h.	0.8 a 1 mm.
En 4 h.	1.3 a 1.5 mm.
En 6 h.	1.6 a 2 mm.

El porcentaje de carbono de la capa cementada es de 0.8 a 0.9% y con disminución regular y progresiva hacia el núcleo.

Es el baño indicado para todos los aceros de cementación, y particularmente, para los aceros al cromo-molibdeno y cromo-níquel, etc.

#### Observaciones:

Estas sales carburan más profunda e intensamente que las sales que componen el baño (3), permitiendo un rectificado hasta de, aproximadamente, la mitad de la capa cementada, sin que la dureza disminuya por debajo de los 60 Hrc, teniendo, entre otras ventajas, la carburar, con pleno éxito, aceros de cementación de baja calidad; no se producen sobrecarburaciones en ninguna clase de aceros, omitiendo en consecuencia cualquier recocido de difusión. Con este baño, los procesos de cementación quedan considerablemente reducidos.

Periódicamente deberá controlarse la concentración de CNNa, por valoración, manteniéndola entre el 8 y el 10%.

Las piezas cementadas con estas sales, permiten un apagado directo en baños isotérmicos, siempre que sea respetado el porcentaje de cianuro que distingue este tipo de baño.

#### *Observaciones respecto a los baños de cementación*

La cementación efectuada en baño de sales y operando a elevadas temperaturas (920° - 930°C), no presenta sobrecarburación perceptible; por el contrario, permite una regular absorción del carbono y su mejor difusión. Las temperaturas elevadas favorecen la solución del carbono en mayores proporciones. Si después de la cementación se procede a enfriar directamente el material en un baño caliente, este enfriamiento rápido inhibe el material carburado de una sobrecarburación, aunque el porcentaje de carbono en la periferia sea del 1,2%. Los carburos que pudieran formarse, son segregados en forma granular finísima y difusa, siendo del todo aceptables (aumento de durezas.).

Después de una cementación profunda en baño de sal, con temperaturas y composición del baño adecuados, no es necesario el recocido de difusión.

El control de temperaturas es del todo necesario en los procesos de cementación. Pequeños errores de temperatura, pueden modificar sensiblemente la duración del proceso, particularmente cuando se trate de alcanzar las mayores profundidades de cementación. El control de temperaturas deberá efectuarse con instrumentos de precisión, y que queden registrados los tiempos y temperaturas.

Los baños deberán cuidarse con esmero para lograr procesos regulares de cementación. Cualquier agregado al baño que no entre en su formulación, con toda seguridad, alterará la buena marcha del mismo. Igualmente tiene una gran importancia la utilización de crisoles adecuados.

Deben descartarse los crisoles fabricados con aceros con elevados porcentajes de níquel.

Los crisoles más idóneos para la cementación, son los fabricados con aceros dulces y el menor porcentaje de carbono posible.

Cada jornada de trabajo será necesaria una revisión y limpieza del fondo del baño; todos los lodos que puedan formarse son perjudiciales para su buen rendimiento (ver capítulo: Manutención de los baños de sales).

El baño de cementación deberá ser controlado por periodos más o menos espaciados, según sea la cadencia de trabajo. Mantener la concentración determinada de Cca del baño, asegura una cementación regular en cada proceso. Una capa cubrebaño (grafito), demasiado compacta, dificulta la cementación. Es necesario que la superficie del baño presente lagunas sin cubrir.

### Conclusión

Las temperaturas de cementación en baños de sales pueden estipularse entre los 900° y 930°C

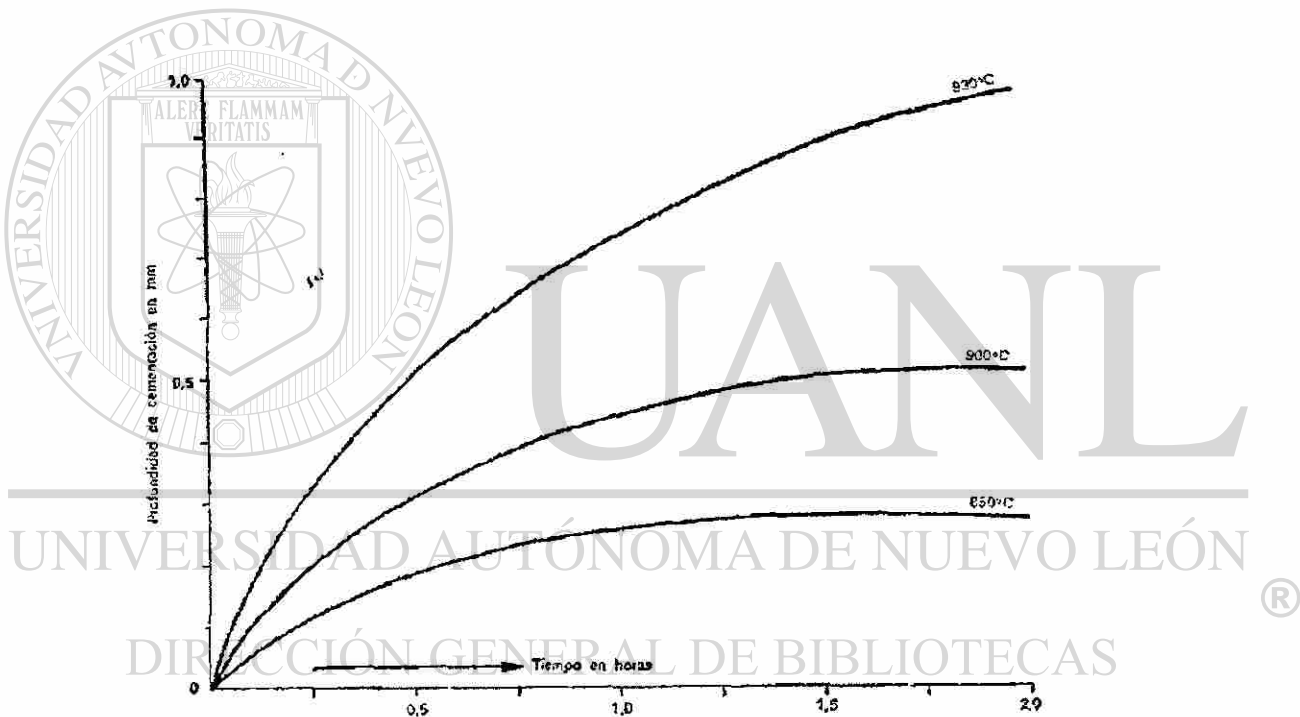


Figura 3.3.7 El ensayo ha sido efectuado empleando un acero de fácil cementación, y con sales activadas

Cementado a temperaturas inferiores a los 900°C, por ejemplo, a 880°C, los tiempos necesarios para lograr una misma profundidad son duplicados, y cementado a unos 850°C, son hasta de cuatro veces más en relación con los 930°C. La figura 34.3, representa las profundidades alcanzadas con relación a temperaturas y tiempos.

-La cementación bien ejecutada en baños de sales, da excelentes resultados, omitiendo perfectamente el recocido de difusión imprescindible cuando la carburación del acero es efectuada por otros procedimientos.

- Las temperaturas deberán controlarse estrictamente, si se quiere alcanzar un máximo de economía de tiempo y de calidad, en el procesos de cementación.

-La manutención de los baños deberá ejecutarse a diario y como norma establecida. Como se ha expuesto, cualquier interferencia que afecte la composición del baño, puede anular la buena marcha de la operación.

### *Nitruración*

#### *Baño de nitruración (5)*

#### *Sal de nitruración:*

Con la aplicación de las sales de nitrurar se obtienen resultados nitrurantes excelentes, tratándose de aceros apropiados para nitruración.

Al mismo tiempo las sales nitrurantes extienden su aplicación a aceros de construcción al carbono, de baja aleación, austeníticos y fundiciones.

#### *Efecto que ejerce el proceso en los aceros*

Durante el tratamiento, el material absorbe carbono y nitrógeno del baño. Dadas las bajas temperaturas en que se opera (550 - 470 °C), la penetración del carbono es muy lenta, combinado con el nitrógeno retenido, una capa poco frágil, cuya composición es de un 25% de carburo y de un 75% de nitruro de hierro.

Cuando el acero sometido a tratamiento no contiene grandes porcentajes de elementos formadores de nitruros, tales como son el cromo, aluminio, tungsteno, vanadio, etc. la dureza superficial alcanzada varía poco. Sin embargo la resistencia a la fatiga de esta capa de compuestos, es mucho más elevada que la conseguida en las capas cementadas. Además del aumento de resistencia a la fatiga, este proceso aumenta considerablemente la resistencia al agarrotamiento, particularmente para las piezas que trabajan con escasa lubricación.

La capa dada por la aplicación del proceso, posee propiedades de compresión: con estas tensiones se aumenta considerablemente la resistencia a la fatiga de las piezas en estado templado y revenido (bonificadas). Estas tensiones de compresión son originadas por el nitrógeno que se encuentra en la zona de difusión.

Esta elevación de la resistencia a la fatiga, es muy remarcada en los aceros de construcción bonificables y de cementación, con bajos porcentajes de elementos de aleación. Si estos tipos de aceros una vez efectuado el proceso nitrurante se enfrían bruscamente en agua, se pueden alcanzar coeficientes en el aumento de la resistencia a la fatiga, del orden del 80% al 120%, para los aceros de cementación y del 50% al 60% para los aceros bonificables.

En los aceros austeníticos y para las fundiciones, pueden igualmente lograrse aumentos de resistencia a la fatiga del 20 % al 30% .

Aplicación de estas sales nitrurantes: en diferentes piezas que se pueden favorecer con el proceso de nitruración por sus efectos antidesgaste y aumento de resistencia a la fatiga.

#### *Antidesgaste*

Camisas de cilindro, engranajes de bomba de aceite, árboles de levas, engranajes construidos con aceros austeníticos, piezas para compresores, pistones hidráulicos, máquinas de coser, etc.

*Aumento de resistencia a la fatiga*

Piezas de aeronáutica, bielas para motores diesel, culatas de fundición, cigüeñales, pivotes a esfuerzos alternados.

*Tratamiento térmico*

Temperatura de trabajo : 520-560 °C  
 Tiempos de permanencia: 5 a 45 minutos  
 Enfriamiento : aire o agua

*Composición química de algunos baños de sales*

Sales para bajas temperaturas, revenidos, martempering y austempering.

45%  $\text{NaNO}_2$  más 55%  $\text{KNO}_3$

Sales para bajas temperaturas, revenidos, temple isotérmico y oxidación azul

50%  $\text{NaNO}_2$  más 50%  $\text{KNO}_3$

Precalentamiento de aceros rápidos y austenización de aceros hasta 1,000 °C

30%  $\text{KCl}$  más 70%  $\text{BaCl}_2$

Austenización de aceros rápidos y de aceros en caliente

95%  $\text{BaCl}_2$  más  $\text{SiO}_2$  más bórax

Sales para primer apagado de los aceros rápidos y recocidos, etc.

30%  $\text{BaCl}_2$  más 20%  $\text{NaCl}$  más 50%  $\text{CaCl}_2$

Baño de cementación

40%  $\text{NaCN}$  más 10%  $\text{NaCl}$  más 20%  $\text{BaCO}_3$  más  $\text{BaCl}_2$

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Baño antidesgaste

Para este baño suele utilizarse un baño compuesto de dos tipos de sales: uno de bajo punto de fusión, basado en carbonato sódico más cloruro potásico; la otra sal es la portadora de azufre o el selenio, y esta constituida por cloruro potásico, cianuro sódico y sulfito sódico; el contenido de este último en el baño oscila del 12 al 14%

### 3.4 CEMENTACIÓN GASEOSA

Habiendo estudiado anteriormente el papel tan importante que desempeña el óxido de carbono (CO) en la cementación con materias sólidas, parece que bastaría colocar las piezas en presencia de ese gas a elevada temperatura para conseguir una capa endurecida.

Sin embargo la práctica ha demostrado que de esta forma no se consiguen buenos resultados y que, para obtener capas sementadas de composición y espesor homogéneos es necesaria la presencia de hidrocarburos en la atmósfera carburante además del óxido de carbono.

Se ha comprobado experimentalmente que el óxido de carbono a la elevada temperatura que se emplea en la cementación y en las condiciones que generalmente suelen encontrar en los hornos, es muy estable y poco activo y en cambio si se le añaden hidrocarburos, estos se disocian fácilmente dando carbono naciente ( $C \uparrow$ ) que pasa al acero, siendo en este último caso la cementación más intensa.

El gas natural y propano son fuentes preferentes de carbono naciente. Los mejores resultados se obtienen empleando hidrocarburos diluidos en otros gases constituidos principalmente por óxido de carbono, nitrógeno, hidrógeno, etc.

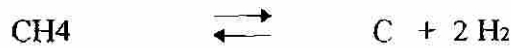
Las atmósferas carburantes se preparan generalmente empleando un volumen de gas portador (ver tabla 3.4.1) por un volumen de gas diluyente (ver tabla 3.4.2).

Tabla 3.4.1 Principales gases usados como superficie carbonosa en gases carburizantes

Constituyente	Gas natural			Gas de Coke	Gas butano Comercial	Gas propano Comercial
	Pitsburg	Kansas	Indianapolis			
Composición, % en Volumen						
CO <sub>2</sub> .....		0.8	0.4	2.2		
O <sub>2</sub> .....			0.4	0.8		
N.....	8.0	8.4	6.0	8.1		
CO.....				6.3		
H.....				46.5		
CH (METANO) .....	83.4	84.1	87.2	32.1		
C <sub>2</sub> H (ETANO) .....	15.6	6.7	6.0			
C <sub>2</sub> H (ETILENO) .....				3.5		2.5
C <sub>2</sub> H (BENZANO) .....				0.5		
C <sub>2</sub> H (BUTANO) .....					93.0	
C <sub>2</sub> H (PROPANO) .....					7.0	96.0
C <sub>2</sub> H (ISOBUTANO) .....						1.5
GRAVEDAD ESPECIFICADA						
.....	0.61	0.63	0.61	0.44	1.95	1.52



La reacción principal en la cementación gaseosa es la siguiente:



La utilización del gas portador en la cementación gaseosas, es muy interesante por ser más económico el uso de un gas portador barato que rellena fácilmente la cámara del horno, al que se añade una pequeña cantidad de hidrocarburos de precio elevado.

El uso del gas de relleno, al entrar en la atmósfera del horno en proporción adecuada, sirve para diluir el hidrocarburo que se introduce en el horno, y evita la formación de hollín que a veces se presenta cuando la cementación no se hacen las debidas precauciones.

Tabla 3.4.2 Principales gases portadores usados como gas carburizante

Clase	Metodo de preparacion	relacion. aire-comb	Composicion por volumen					punto de rocío	gasto requerido pies <sup>3</sup>	naturaleza de la atmosfera
			N	CO	CO2	H2	CH4			
102	base exotermica	6	71.5	10.5	5	12.5	0.5	-40	155	combustible
201	base nitrogeno	9	97.1	1.7		1.2		-40	135	no combustible
202	base nitrogeno	6	75.3	11		13.2	0.5	-40	160	combustible
302	base endotermica	2.5	39.8	20.7		38.7	0.8	+25 -5	200	combustible
402	base carbon		64.1	34.7		1.2		-20	12.5 lb	combustible



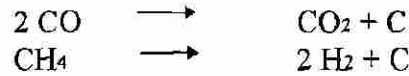
De esta forma, además, se consigue un gran potencial de cementación empleando solo cantidades muy pequeñas de metano.

El gas portador desplaza además el aire o gases que puedan existir en la cámara de los hornos y asegura una cierta presión en su interior.

Los gases portadores constituidos por elementos o cuerpos inertes como el nitrógeno no dan buenos resultados, ya que conviene que contengan siempre un cierto porcentaje de CO y de H<sub>2</sub> para que la eficacia del gas carburante sea máxima y no se gaste parte del metano en reaccionar con los elementos perjudiciales como el oxígeno, vapor de agua y dióxido de carbono, que siempre existen en mayor o menor cantidad en las atmósferas.

La presencia de hidrogeno es también indispensable para la cementación gaseosas. Aunque aparezca extraño, es necesario que un elemento tan descarburante, este presente en este tipo de atmósferas. Al existir hidrogeno en la atmósfera del horno se evitan los depósitos carbonosos sobre las piezas, que en su ausencia aparecen por descomposición de los hidrocarburos y dificultan la cementación.

En todas las atmósferas carburantes existen CO<sub>2</sub> y H<sub>2</sub> como elementos derivados de las reacciones fundamentales de cementación :



El proceso de cementación esta formado por dos fases: la primera, carburación a temperatura elevada y la segunda de difusión, a más baja temperatura (800°C ) aproximadamente

### PRINCIPALES VARIABLES DE PROCESO

#### Efecto de la temperatura.

La difusión se incrementa con la temperatura el valor más común es de 1700°F. (ver fig. 3.4.1).

Esta temperatura permita un rápida carburización sin un excesivo deterioro del equipo, particularmente los elementos resistivos del horno algunos casos las temperaturas pueden llegar hasta 1800 °F para unos resultados consistentes en la carburización es importante la uniformidad de temperatura sobre la carga de trabajo, el diseño del horno, la densidad de carga y una buena conducción de calentamiento en la cámara del horno.

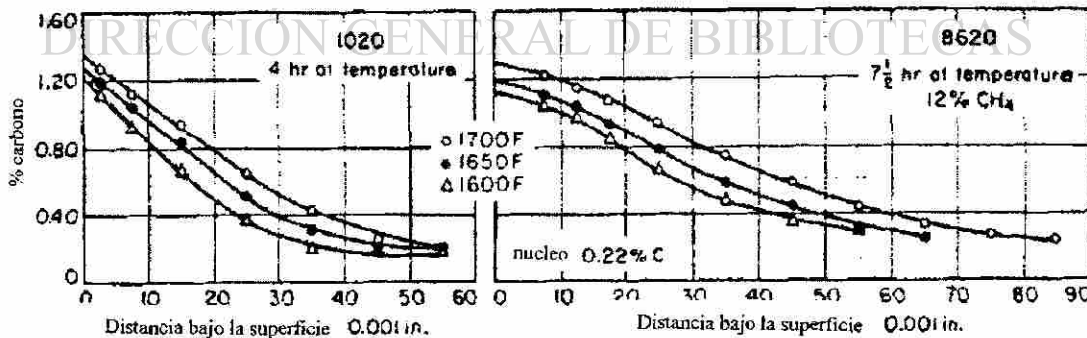


Figura 3.4.1 Gradiente de carbono para aceros 1020 y 8620 carburizados en tres atmosferas El acero 1020 fue carburizado encapsulado en un horno; el acero 8620 en un horno de fosa recirculando los gases

*Efecto del tiempo.*

Una expresión matemática desarrollada por F. E. Harris involucra el efecto de temperatura y tiempo:

$$\text{Profundidad de capa} = \frac{31.6 \sqrt{t}}{10 \exp. (6700/T)}$$

Donde la profundidad de la capa esta dada en pulgadas; t es el tiempo en horas; T es la temperatura absoluta en grado Rankine.

Harris también desarrollo una expresión para calcular el tiempo de carburización y tiempo de difusión:

$$\text{Tiempo de carburización} = \text{Tiempo total de proceso} \frac{(C - C_i)^2}{(C_o - C_i)^2}$$

$$\text{Tiempo de difusión} = \text{Tiempo total} - \text{Tiempo de carburización}$$

Donde el tiempo total es en horas

C<sub>i</sub> es la concentración de carbono en el núcleo,

C<sub>o</sub> es el centro de concentración en la superficie y

C es la concentración deseada.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 3.5 NITRURACIÓN GASEOSA

La nitruración es un procedimiento de endurecimiento superficial en el que por absorción de nitrógeno, se consiguen durezas extraordinarias en la periferia de las piezas de acero.

Los objetos que se desea nitrurar son siempre templados y revenidos antes de la nitruración, para que el núcleo central quede con una resistencia elevada y sea capaz de resistir, durante el trabajo, las grandes presiones que le transmitirá la capa exterior dura. Las piezas después de templadas y revenidas se colocan en una caja cerrada, a través de la cual se hace pasar durante toda la operación una corriente de amoníaco. Todo el conjunto se introduce dentro de un horno, en el cual se mantiene una temperatura muy próxima a 500°C. Al calentarse el amoníaco a esas temperaturas, se disocia, según la siguiente reacción:  $2\text{NH}_3 \rightarrow \text{N}_2 + 3 \text{H}_2$ , formándose nitrógeno atómico, que se combina con el aluminio, cromo, molibdeno, hierro de los aceros formando nitruros en la capa periférica.

Con procesos normales de 20 a 80 horas de duración, se obtienen capas nitruradas de espesores variables desde 0,20 a 0,70 mm.

Como después de la nitruración las piezas quedan ya duras superficialmente, no es necesario enfriarlas rápidamente desde elevada temperatura, después de estar completamente mecanizadas, como se hace en la cementación, evitándose, por tanto, las deformaciones que en esos enfriamientos que se originan. Además la nitruración no modifica las características que se han obtenido previamente en el núcleo por temple y revenido, siempre que este último haya sido hecho a temperatura superior a 500°C.

Por ser la temperatura de nitruración relativamente baja, no hay aumento del tamaño del grano y tampoco es necesario someter las piezas nitruradas a ningún tratamiento de regeneración posterior. Además con este tratamiento se pueden conseguir durezas muy superiores a las que se obtienen en la cementación.

La marcha normal de trabajo suele ser la siguiente:

Las barras laminadas o las piezas en bruto de forja o estampación se mecanizan hasta que queden con un exceso de unos 2 mm sobre las medidas finales. Se templan a la temperatura correspondiente y después se les da un revenido para conseguir en el núcleo la dureza o resistencia deseada. Luego se termina la mecanización de las piezas dejándolas casi exactamente a las medidas finales. Algunas veces se les da a continuación un tratamiento a 500°- 600°C (temperatura inferior a la de revenido) para eliminar las tensiones de mecanizado. Después se protegen las superficies que no se quiere endurecer y se desengrasan. Finalmente se realiza la nitruración, pudiéndose efectuar posteriormente un ligerísimo rectificado.

#### *Ventajas de la nitruración*

Las propiedades más notables de las piezas nitruradas son las cinco siguientes:

1.a **GRAN DUREZA.**- Después de la nitruración, se consiguen durezas elevadísimas que no se obtienen por otros procedimientos de endurecimiento superficial (fig. 3.5.1).

Figura 3.5.1 Durezas que se obtienen después de la nitruración de diferentes tipos de aceros

Las piezas nitruradas puede quedar con durezas comprendidas entre 1,100 a 650 Vickers, según la composición del acero. Cuando interesa que la capa dura sea de gran tenacidad, conviene utilizar aceros, que después de la nitruración queden con durezas relativamente bajas (650 a 850 Vickers), porque las capas nitruradas de máxima dureza tienen menor tenacidad.

2.a GRAN RESISTENCIA A LA CORROSIÓN.-

Los aceros, después de la nitruración, resisten mejor la acción corrosiva del agua dulce, agua salada, vapor o atmósferas húmedas que los aceros ordinarios, y por eso, este proceso es muy utilizado para las piezas que deben sufrir la acción de ciertos agentes corrosivos. Su resistencia al ataque por metales o aleaciones fundidas de aluminio, cobre, etc., también es mucho mayor que la de los aceros ordinarios. En el caso de que interese la máxima resistencia a la corrosión, no deben rectificarse las piezas después de nitruradas.

3.a AUSENCIA DE DEFORMACIONES.-

Como en el tratamiento de nitruración, no es necesario enfriar las piezas rápidamente, desde alta temperatura, en agua o aceite, se evitan los graves inconvenientes de los enfriamientos rápidos, que pueden dar origen a deformaciones importantes.

4.a ENDURECIMIENTO EXCLUSIVO DE DETERMINADAS SUPERFICIES DE LAS PIEZAS.-

Durante la nitruración se pueden proteger perfectamente las superficies de las piezas que no se desea endurecer, aunque sean de formas complicadas e irregulares, dejando libres para nitrurar exclusivamente las zonas que deben quedar duras

5.a RETENCIÓN DE LAS DUREZAS A TEMPERATURAS ELEVADAS.- Las capas nitruradas conservan gran dureza hasta los 500°C, especialmente cuando la duración del calentamiento no es muy prolongada. En la figura 3.5.2 se puede apreciar el comportamiento de varios aceros y su dureza después de haber permanecido a diversas temperaturas durante una hora.

En la figura 3.5.3 se señalan a temperaturas variables desde 0° a 600°C las durezas de los aceros nitrurados. Se observa que las piezas nitruradas mantienen a temperaturas elevadas durezas superiores a las que se consiguen con otros procedimientos de endurecimiento de la capa

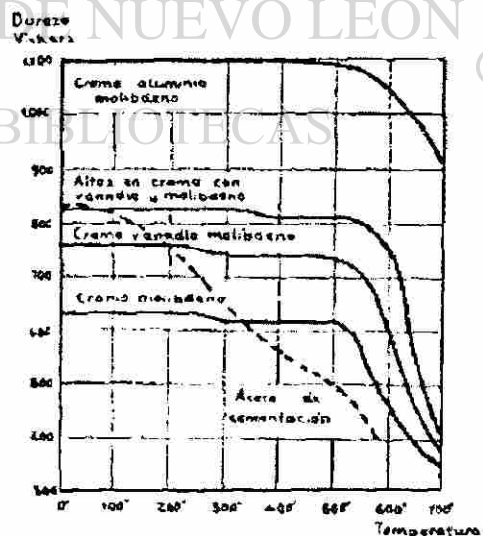
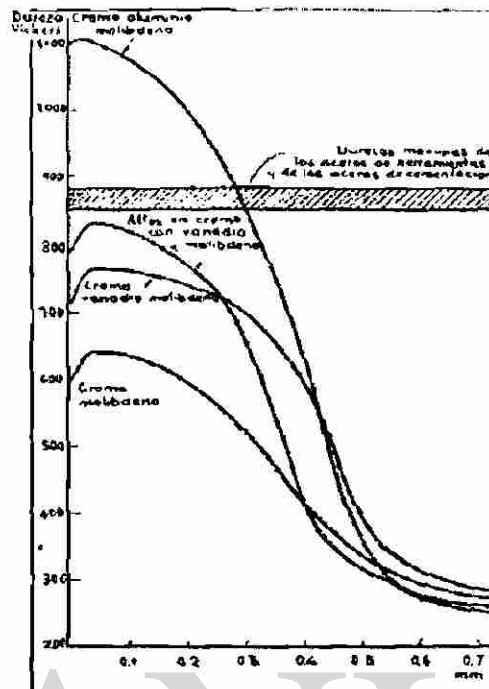


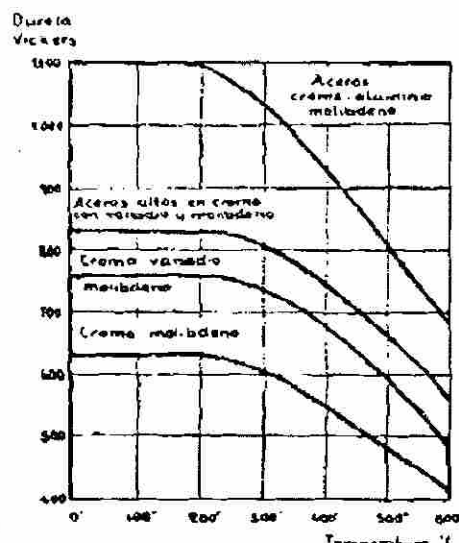
Figura 3.5.2



periférica, como la cementación, temple superficial, etc., ya que la capa dura, obtenida por estos métodos, pierde dureza muy rápidamente a partir de los 200°C.

Esa propiedad es muy interesante para órganos de máquinas en los que pueden presentarse sobrecalentamientos accidentales, por falta de lubricación. En este caso, si el material está cementado, al disminuir la dureza de una pieza, puede agarrotarse el mecanismo, y en cambio no ocurrir nada si el acero está nitrurado.

Figura 3.5.3



### Teoría de la nitruración

La acción endurecedora que el nitrógeno ejerce sobre el hierro y los aceros, fue descubierta por Fremy hacia el año 1861, cuando experimentaba la acción del amoníaco sobre piezas de acero calentadas a elevadas temperaturas.

A pesar del gran interés que parecía tener el proceso, pasaron muchos años sin que este método se pudiera aplicar industrialmente con éxito, debido a la fragilidad con que quedaba la capa superficial dura de los acero nitrurados.

En 1905, El francés Hjalmar Braune anunció que en sus trabajos había descubierto la existencia de un eutectoide formado por hierro y nitruro de hierro Fe<sub>4</sub>N, en las capas frágiles de los aceros nitrurados, que era parecido a la perlita. A este eutectoide se le llamó braunita en recuerdo de su descubridor.

Después de terminada la primera guerra europea, en el año 1923, el Doctor Fry, de la casa Krupp, descubrió que el problema de fragilidad de la capa exterior de las piezas nitruradas podía ser resuelto con el empleo de una temperatura de nitruración relativamente baja (unos 500°C aproximadamente) y con el uso de aceros aleados con aluminio, cromo y molibdeno en lugar de aceros ordinarios al carbono.

Si se realiza el proceso a temperaturas muy próximas a 500°C no aparece braunita en la capa superficial, como ocurre cuando el tratamiento se realiza a temperaturas elevadas y como ocurre cuando el tratamiento se realiza a temperaturas elevadas y como normalmente se venía haciendo hasta que Fry realizó sus investigaciones. Estudiando con ayuda del microscopio la capa periférica de las piezas nitruradas, se ve que, en general, está formada por dos capas de aspecto diferente: una exterior blanca, muy delgada y muy frágil, cuyo espesor suele variar de 0,05 a 0,005 mm, y otra interior de mayor espesor, oscura, que es la verdaderamente importante. Se ha comprobado que esta última capa está formada por nitruros de elementos aleados, y en cambio en la exterior blanca, además de los nitruros de elementos aleados, aparece también el nitruro de hierro. La capa exterior blanca, generalmente de muy poco espesor, es muy perjudicial y su aparición debe evitarse en cuanto sea posible, siendo en cambio la capa interna de mayor espesor formada por los nitruros de aluminio, cromo y molibdeno la de mayor interés en el proceso y la

verdaderamente fundamental. Generalmente, la capa exterior blanca queda eliminada, cuando a las piezas se les da un ligero rectificado.

En los procesos industriales esas capas periféricas duras se forman cuando a la temperatura de nitruración (que como hemos dicho antes es de unos 500°C aproximadamente), se pone el nitrógeno atómico en contacto con la superficie del acero. Entonces el nitrógeno se difunde desde la superficie hacia el interior de las piezas de acero y se forman nitruros submicroscópicos en su zona periférica que, como veremos más adelante, son los causantes del aumento de dureza.

El nitrógeno que se emplea en el proceso proviene del amoníaco que, al ponerse a elevada temperatura en contacto con el acero caliente que actúa como verdadero agente catalizador, se disocia en nitrógeno e hidrógeno atómicos produciéndose las siguientes:



siendo el nitrógeno atómico el agente fundamental en la nitruración. Únicamente una pequeña proporción del nitrógeno reacciona con el acero, transformándose rápidamente el resto en nitrógeno molecular inerte. El hidrógeno también se encuentra en los primeros momentos en estado atómico, pero pasa luego rápidamente al estado molecular.

### Diagrama hierro-nitrógeno

En general, es muy difícil el estudio metalográfico de las piezas de aceros aleados nitrurados a temperatura corriente (unos 500°C aproximadamente), por ser generalmente de tamaño submicroscópico los nitruros que se forman en ese proceso. En el diagrama hierro-nitrógeno se señalan los principales constituyentes que pueden aparecer, determinados en su mayor parte nitrurando los aceros a temperaturas mucho más elevadas que la normal, porque de esa forma se facilita mucho su estudio.

En el diagrama hierro-nitrógeno preparado inicialmente por Fry y corregido luego, algunos años más tarde, por Eisenhut, Kaupp y Cohrer (figura 3.5.4), se señalan las zonas de equilibrio de los constituyentes formados por el hierro y el nitrógeno.

Al estudiar con ayuda del microscopio los aceros al carbono nitrurados a temperatura elevada (muy superior a las corrientes y recomendables), se observa la existencia de dos nitruros: uno Fe<sub>2</sub>N (nitruro 1), que contiene 11.3% de nitrógeno, y otro Fe<sub>4</sub>N, que contiene 5.8% (nitruro 2). También se observa la presencia de un eutectoide, con 2.35 % de nitrógeno, constituido por hierro alfa y nitruro 2 (fase γ'), al que se le dio el nombre de braunita.

A temperaturas inferiores a la eutectoide (590°C), el porcentaje de nitrógeno que puede formar solución sólida con el hierro alfa es muy pequeño, variando desde 0.42% a 590°C hasta 0.001 % a la temperatura ambiente. En cambio a temperaturas más elevadas, hierro disuelve mayores cantidades de nitrógeno y se forman otros constituyentes.

Además de las fases  $\alpha$  y  $\gamma$  que se presentan normalmente en todos los aceros ordinarios, aquí aparece la fase  $\gamma'$  que se cristaliza en el sistema cúbico y es estable sólo en una zona muy estrecha de 5.6 a 5.9% de nitrógeno aproximadamente, y la fase  $\epsilon$  que cristaliza en el sistema hexagonal y es estable para porcentajes de nitrógeno variables de 8 a 11.3 % aproximadamente.

Fry observó que nitrurando los aceros al carbono extradulces de 700° a 800°C en una atmósfera de amoníaco, se obtenían capas relativamente duras, pero tan frágiles que el proceso no tenía aplicación industrial, y comprobó también que la principal causa de esa gran fragilidad era la aparición del constituyente eutectoide (braunita; N=2.35%) que se forma cuando la nitruración se realiza a temperatura superior a 590°C.

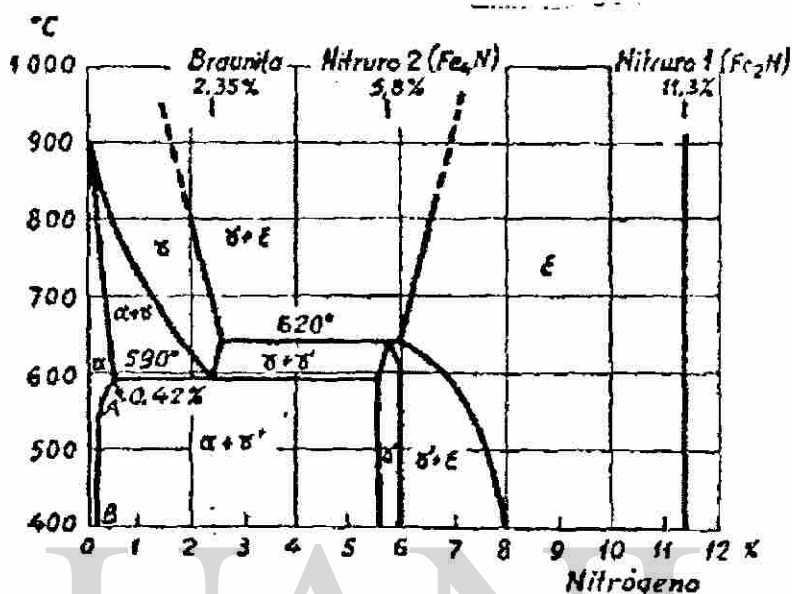
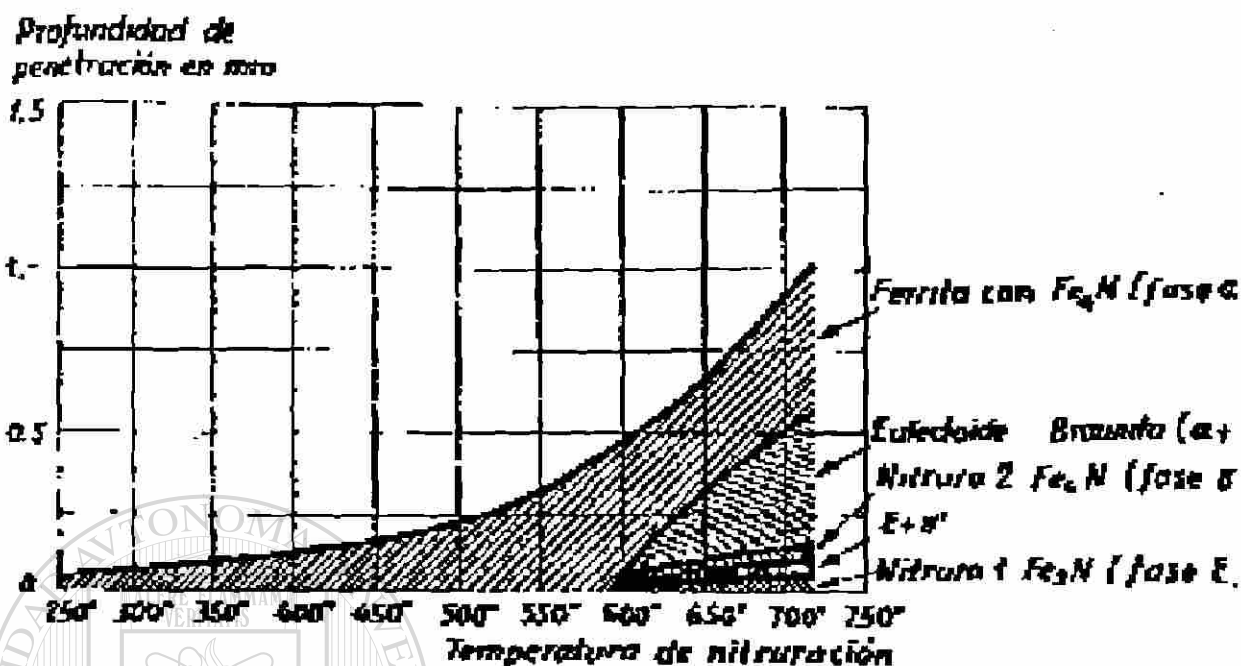


Figura 3.5.4 Diagrama hierro nitrógeno

En ese caso se llegan a alcanzar en el interior de las piezas de aceros muy elevados porcentajes de nitrógeno, llegándose a veces hasta 6 y 9%. En una sección transversal de un hierro nitrurado a 600°C (temperatura demasiado elevada), se observa que la capa periférica está constituida por los siguientes constituyentes: una zona exterior clara de nitruros  $Fe_2N, Fe_4N$ ; otra oscura de braunita eutectoide; otra de carácter ferrítico o perlítico según sea el contenido en carbono del material que se nitrura, con un pequeño porcentaje de nitruro  $Fe_4N$  en los espacios intercrystalinos del hierro alfa, y finalmente, la capa interior inalterada.

Además aparecen mas o menos marcadas otras fases de transición que se pueden determinar con ayuda del diagrama hierro - nitrógeno. De la periferia al centro pueden aparecer las siguientes fases:

En sus experiencias Fry no consiguió con los aceros al carbono resultados satisfactorios, pues obtenía durezas relativamente bajas, y las capas nitruradas tenían poca tenacidad. Mas tarde, nitrurando aceros aleados alcanzo un gran éxito al descubrir la influencia decisiva del aluminio, cromo y molibdeno y al hallar ciertas composiciones con los que se obtienen capas nitruradas de extraordinaria dureza, bastante profundidad y buena tenacidad.

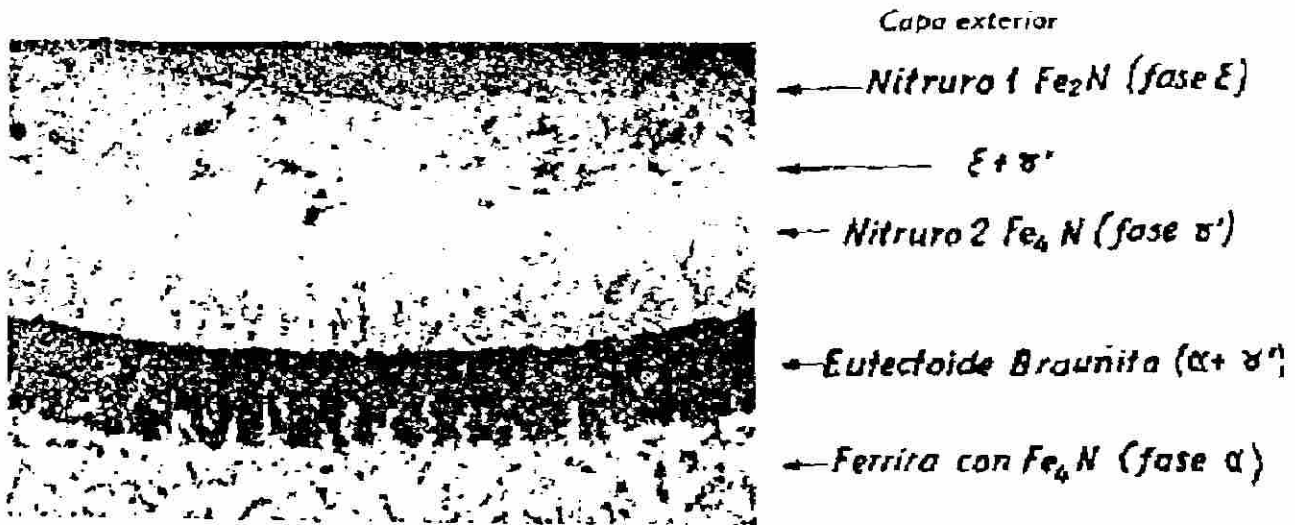


Composición de las capas nitruradas en función de la temperatura de nitruración

El mecanismo de la nitruración difiere bastante del de la cementación. En este último tratamiento se emplean temperaturas elevadas para facilitar la solubilidad del carbono en la austenita y, en cambio, la nitruración se efectúa a temperaturas de unos 500°C aproximadamente, inferiores a la eutectoide (590°C) en las que el porcentaje de nitrógeno que se puede disolver en el acero, es muy pequeño. No se emplean temperaturas más elevadas, porque aunque de esa forma la penetración del nitrógeno sería más fácil, se obtendrían capas nitruradas muy frágiles sin utilidad práctica industrial.

En los aceros ordinarios al carbono, la difusión del nitrógeno hacia el interior se efectúa con más facilidad que en los aceros aleados. A pesar de ello, solo en estos últimos se producen capas superficiales de gran dureza y bien adheridas, debido a que los elementos aleados favorecen la formación de nitruros de aluminio, cromo, molibdeno, etc., en las capas periféricas.

En la figura 3.5.5 se puede ver la microestructura de un hierro nitrurado a 650°C (temperatura demasiado elevada que no se emplea en la práctica industrial). La capa periférica blanca está constituida principalmente por  $Fe_2N$  (fase e) luego inmediatamente se observa otra capa formada por los constituyentes  $\alpha$  y  $\beta$  a la que



Microestructura de la capa periférica de hierro electrolítico Nitrurado durante 8 horas a 650 grados

Figura 3.5.5

sigue otra capa constituida por la fase y en la que predomina el  $Fe_4N$ . Avanzando hacia el centro, aparece luego una capa oscura de braunita, constituida por la fase y + a que tiene una estructura laminar parecida a la de la perlita y junto a ella, mas hacia el centro, se encuentra la zona de hierro alfa, y junto a ella, mas hacia el centro, se encuentra la zona de hierro alfa, con agujetas de nitruro  $Fe_4N$ , que se han separado de la solución sólida en el enfriamiento. Finalmente aparece la zona central sin alterar.

En cambio, cuando la nitruración se hace a temperatura conveniente, 500 °C aprox. los microconstituyentes de la capa exterior son, como ya hemos señalado antes, muy difíciles de observar. La penetración del nitrógeno es lenta y con 60 horas de nitruración solo se suele conseguir una capa de dura de 0,6 mm de profundidad aproximadamente, y además el contenido máximo del nitrógeno en el acero es muy inferior al que corresponde a los aceros nitrurados a temperatura elevada.

### Mecanismo del endurecimiento por nitruración.

Aunque en la actualidad no hay unanimidad absoluta en la interpretación de los fenómenos de endurecimiento que se producen en la nitruración, la teoría mas admitida es la desarrollada por Fry y sus colaboradores, que señalan que la gran dureza de la capa nitrurada es debida a que el nitrógeno o los nitruros que se forman en el proceso originan una fuerte deformación de la red cristalina del acero situado en la zona periférica de las piezas, que es la causa directa del aumento de dureza.





Figura 3.5.6  
x100



figura 3.5.7  
x500

Microestructura de una capa nitrurada de un acero cromo-aluminio-molibdeno obtenido por nitruración durante 48 horas a 525 con una disociación de amoníaco de 30%. En la microfotografía de 100 aumentos se puede observar las huellas hechas para determinar la dureza

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Fry sugirió que el endurecimiento de los aceros cromo-aluminio es debido a la formación de nitruros de aleación, los cuales por ser insolubles en la matriz de ferrita son precipitados inmediatamente después de su formación en un estado de gran dispersión y la deformación que ocasionan en la red cristalina es la que ocasiona el endurecimiento.

Es probable que el hierro actúe de portador, formándose primero el nitruro de hierro que es soluble en el hierro alfa (ferrita), el cual en estado de solución reacciona con los elementos aleados que también se encuentran disueltos en el hierro alfa.



Figura 3.5.8 x100



figura 3.5.9 x100

Microestructuras obtenidas con el mismo acero de las figuras 371 y 372 obtenidas por el procedimiento Floe. Nitruando durante 8 horas a 525 con 20% de disociación seguido de nitruraciones a 560 durante 42 horas con 85% de disociación

De esa manera se forma los nitruros aleados que, por ser insolubles en el hierro alfa, se precipitan inmediatamente, quedando en forma de partículas submicroscópicas muy dispersas que deforman la red y aumentan la dureza del acero.

El éxito de Fry al nitruar a 500 aceros aleados se debe a que en las condiciones que el eligió para la operación, existía en el acero en solución sólida elementos aleados capaces de formar nitruros. Al difundirse hacia el interior el nitrógeno, cuando reacciona con esos elementos, se forman y precipitan nitruros de aluminio, cromo, molibdeno y vanadio que endurecen extraordinariamente la capa exterior.

La continua precipitación de nitruros aleados muy dispersos en la superficie de las piezas, llega a saturar el acero formándose una barrera de nitruros que se opone a la penetración del nitrógeno hacia el interior.

Una vez saturada la capa periférica, la velocidad de penetración depende de la posibilidad de que ésta capa transmita el nitrógeno hacia el interior, siendo esa velocidad de penetración lenta en especial en los aceros aleados.

Este proceso de penetración del nitrógeno es muy diferente del de la cementación, donde el carbono a la temperatura del

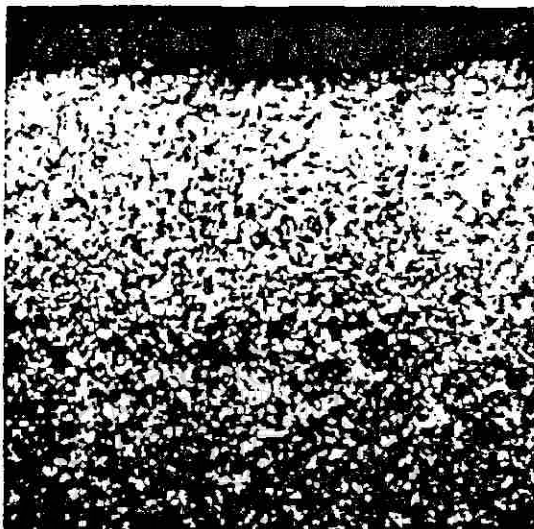


Figura 3.5.10  
x 100  
Microestructura de un acero de  
nitruración descarburado

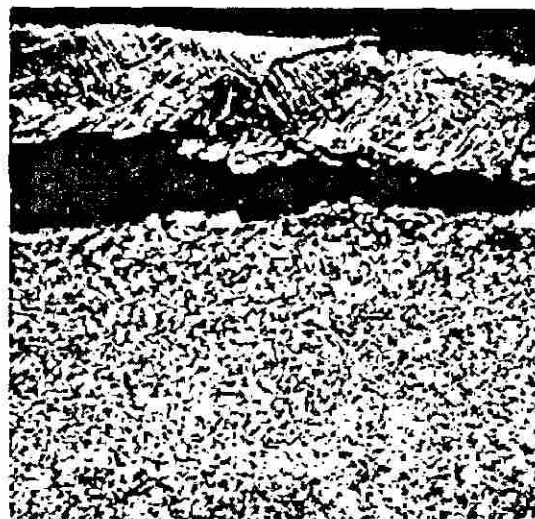


Figura 3.5.11  
x 100  
Rotura y separación de la capa exterior  
de una pieza ocurrida por haber nitrurado  
un acero de nitruración descarburado

proceso se disuelve en el hierro gamma (austenita), y al encontrarse en solución en el acero es fácil su difusión hacia el interior. En la nitruración de aceros aleados la penetración a través de la red cristalina deformada por la presencia de los nitruros es difícil. En cambio, en los aceros al carbono, la penetración es más fácil. En la cementación, la penetración del carbono en la austenita no hay tampoco deformación de la red y el carbono se introduce sin gran dificultad hacia el interior.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### Descarburación

La presencia de ferrita en la superficie de las piezas nitruradas impide de que la nitruración se haga en buenas condiciones, ya que las capas nitruradas de los aceros con ferrita saltan y quedan frágiles. La descarburación o presencia de ferrita puede ser debido a diferentes causas.

La más frecuente es la descarburación de las piezas o barras durante la forja o laminación o durante los tratamientos o recocidos preliminares.

Otra causa de la presencia de ferrita puede ser el temple imperfecto del material antes de la nitruración, en el que no se ha llegado a la austenización completa o también puede ser debida a la descarburación en el calentamiento del temple. Los mejores resultados se obtienen cuando la nitruración se hace sobre martensita revenida.

## Capítulo IV

### Endurecimiento convencional

#### 4.1 Teoría de temple

*Composición, tamaño de grano, tamaño de las piezas y medio de enfriamiento* Si se calienta una pieza de acero a una temperatura más elevada que la temperatura crítica superior y luego se enfría más o menos rápidamente, la velocidad de enfriamiento de cada uno de sus puntos es la que regula el fenómeno de temple.

En las zonas de la pieza en que la velocidad de enfriamiento es mayor que la velocidad crítica de temple, el acero templea, y no templará o el temple será imperfecto en las zonas en que el enfriamiento se verifique a velocidad inferior a la crítica de temple.

*Los factores que intervienen en el temple del acero, pueden clasificarse en dos grupos:*

En el primero se encuentran los que son inherentes a la *calidad del material* y determinan su velocidad crítica de temple. Los más importantes son: la composición y el tamaño del grano. El estado de la estructura microscópica en el momento anterior al temple y el grado de heterogeneidad de la austenita, ejercen también cierta influencia en los procesos de temple.

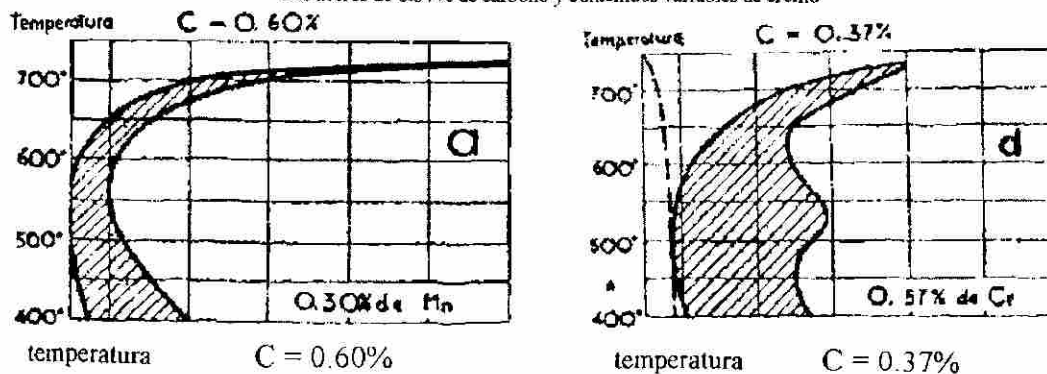
Al segundo grupo pertenecen los factores que determinan la velocidad de enfriamiento de los diferentes puntos de las piezas, siendo los más importantes: la forma y dimensiones de las piezas, su estado superficial, la conductibilidad térmica del acero y el medio empleado para el enfriamiento. También debe tenerse en cuenta la temperatura empleada para el temple, porque si hay variaciones importantes, en ocasiones se acusa la diferencia de temperatura empleadas en el tratamiento.

#### Influencia de la composición

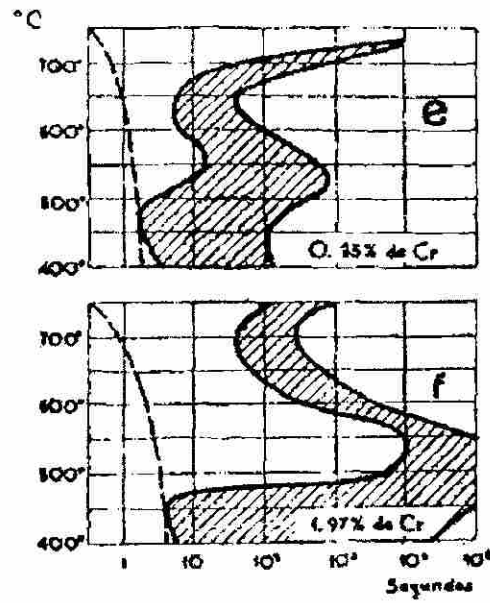
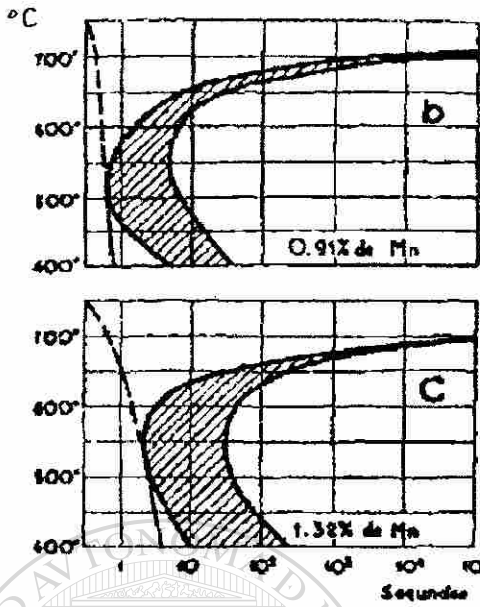
Conociendo la curva de la  $S$  de enfriamiento continuo de un acero, se puede determinar su velocidad crítica de temple, ya que es precisamente la correspondiente a la línea de enfriamiento tangente a la nariz de la curva de la  $S$ . Cuando dicha curva presenta más de un bucle o nariz, la velocidad crítica de temple queda determinada por la curva tangente, de enfriamiento más rápido.

Para conseguir un temple perfecto y una estructura totalmente martensítica, la velocidad de enfriamiento del acero deberá ser superior a la de la tangente citada anteriormente.

Curvas de la  $S$  de tres aceros de 0.60% de carbono, y contenidos variables de manganeso y tres aceros de 0.37% de carbono y contenidos variables de cromo

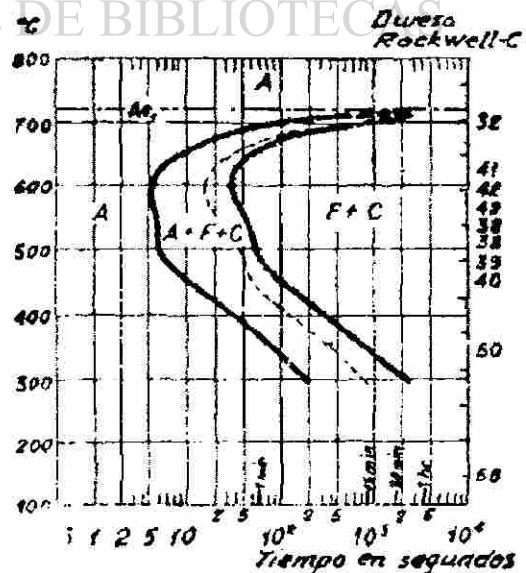
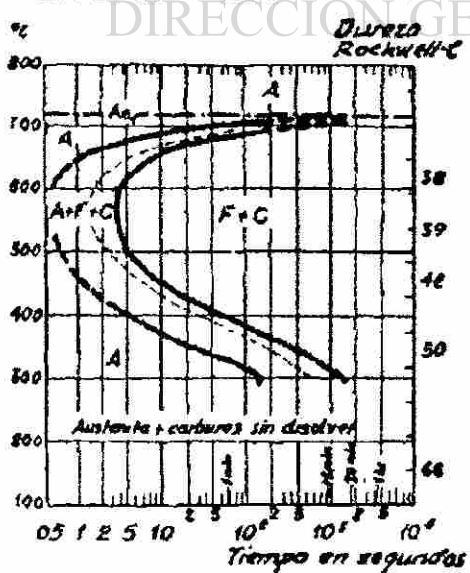






Aunque el estudio de las velocidades críticas de temple debe hacerse con ayuda de las curvas de la  $\langle S \rangle$  de enfriamiento continuo, también las curvas de transformación isotérmica permiten prever con bastante aproximación lo que ocurre en cada caso. Además, como en la actualidad se conocen las curvas de transformación isotérmica de la mayoría de los aceros y en cambio se han determinado muy pocas curvas de transformación continua, en adelante, a pesar de no ser los razonamientos rigurosamente exactos, utilizaremos casi siempre curvas de transformación isotérmica para estudiar ciertos tratamientos y establecer algunas comparaciones de interés.

Las curvas de la  $\langle S \rangle$  de la figura, por ejemplo, reflejan claramente la influencia que tiene la composición y el porcentaje de elementos de aleación sobre la velocidad crítica de temple. En esa figura se observa que las curvas de la  $\langle S \rangle$  se desplazan hacia la derecha al aumentar el porcentaje de manganeso y cromo y, por tanto, las velocidades críticas de temple disminuyen al aumentar el contenido de elementos de aleación.



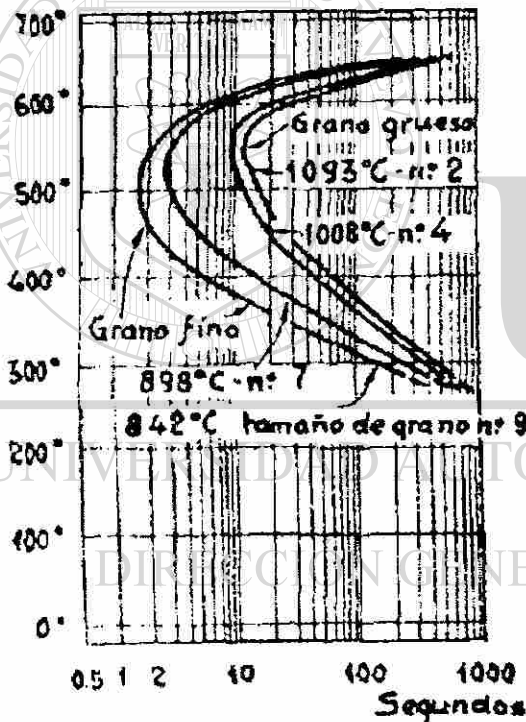


La influencia que los diversos elementos de aleación ejercen en el temple, es muy compleja y difícil de explicar en unas pocas líneas. Sin embargo, en general, todos ellos disminuyen la velocidad crítica de temple, siendo el manganeso y el molibdeno los que actúan con mayor intensidad, siguiendo luego, por orden decreciente de eficacia, el cromo, el silicio y el níquel

### Influencia del tamaño de grano

El tamaño de grano modifica, la situación y forma de la curva de la  $\langle S \rangle$ , modificándose, por tanto, como es natural, la velocidad crítica de temple. En aceros de la misma composición, las velocidades críticas de temple de los aceros de grano grueso son menores que las velocidades críticas de temple de los aceros de grano fino.

En las figuras se pueden ver las curvas de la  $\langle S \rangle$  de los aceros al carbono-vanadio, de la misma composición y de diferente tamaño de grano.



En la figura se puede observar también la influencia que tiene el tamaño de grano en un acero de 0.63% de carbono. En este caso, la diferencia del tamaño de grano es debida a que las muestras fueron calentadas a temperaturas variables desde 842° a 1.093°C. Las probetas calentadas a baja temperatura (842° y 898°C) quedaron con grano fino (núm. 9 y núm. 7), y las calentadas a alta temperatura, con grano grueso (número 2 y 4). Las curvas de la  $\langle S \rangle$  correspondiente a cada muestra también son distintas y, como consecuencia, también lo serán las velocidades críticas de temple de cada uno de ellos. Las curvas de la  $\langle S \rangle$  de la figura 4.1.1 corresponden a la transformación del 50% de austenita.

Figura. 4.1.1 Curvas de la  $\langle S \rangle$  correspondientes a la transformación del 50% de austenita de un acero de .63% de carbono

### Influencia del tamaño de las piezas

El volumen y espesor de las piezas tiene gran importancia en el temple de los aceros. Si estudiamos el enfriamiento es agua de un cilindro que ha sido calentado a alta temperatura, fácilmente se comprende que la capa exterior de acero, que está en contacto con el líquido, es la que se enfría primero y más rápidamente. La capa siguiente no se enfría con tanta rapidez, porque el calor no se transmite directamente al líquido sino que debe atravesar antes la capa superficial del acero, y esta capa tiene una conductibilidad bastante limitada. Una tercera capa del acero, situada más al interior se encuentra, la transmisión del calor, se hace cada vez con más dificultad, ya que tiene que atravesar mayor capa de metal. Fácilmente se comprende, también, que las velocidades de enfriamiento en el interior de los perfiles delgados serán mucho mayores que en los gruesos y

que las velocidades en la superficie y en el interior de los redondos de acero de diversos diámetros variarán mucho de unos casos a otros.

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

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							

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

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							

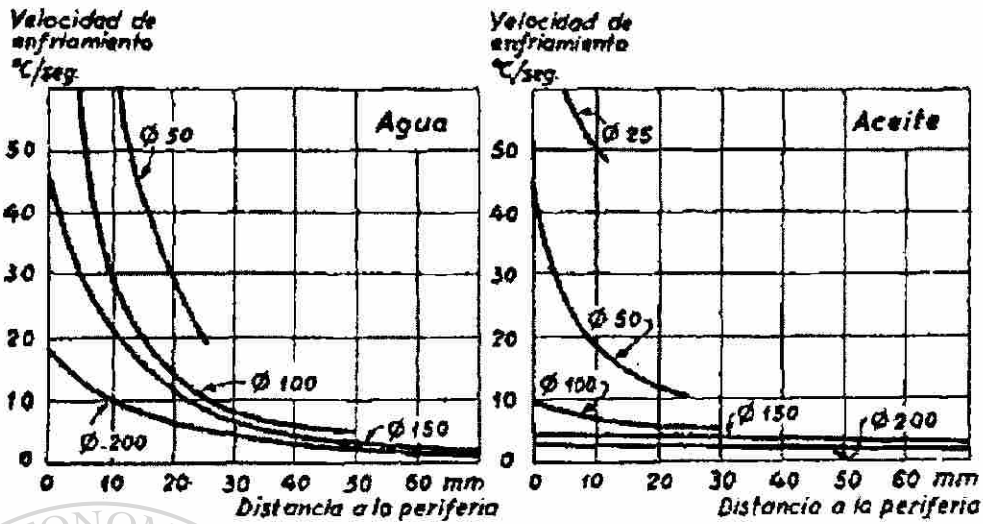


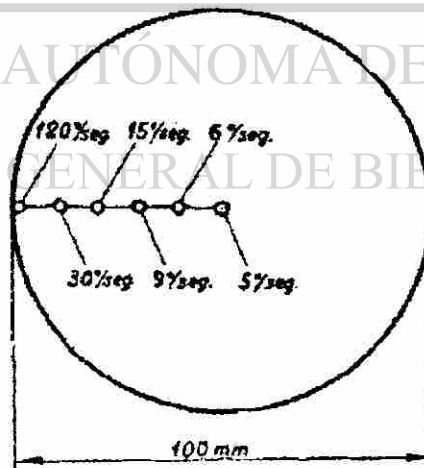
Figura 4.1.2 Velocidades de enfriamiento de diversos redondos templados desde 850°C

en agua y en aceite

La influencia de la masa en la velocidad de enfriamiento se puede ver en las figuras 4.1.2, en las que se señalan las velocidades de enfriamiento a 704°C, que se consiguen aproximadamente en diversos puntos de los redondos de acero de varios diámetros, templados en agua o en aceite ligeramente agitados.

En la figura se señalan las velocidades de enfriamiento en diversos puntos de la sección de un redondo de 100 mm, templado en agua ligeramente agitada.

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



Observando todas estas cifras, se comprende claramente por qué en algunos casos las capas superficiales de una pieza se endurecen perfectamente y, en cambio, otras zonas del interior, por enfriarse a velocidades menores, no templan.

*Influencia del medio de enfriamiento*

El medio de enfriamiento junto con el tamaño y forma de las piezas son, como hemos señalado antes, los factores que deciden la velocidad de enfriamiento de las piezas de acero en los tratamientos térmicos.

Con el enfriamiento en agua salada muy agitada, se consiguen las mayores velocidades, y enfriando las piezas dentro del horno, se obtienen las menores.

Con enfriamientos en aceite, al aire, en sales, etc., se consiguen velocidades intermedias, pudiendo elegirse entre todos ellos el medio que mejor cumpla las condiciones de enfriamiento deseadas en cada caso.

En las figuras siguientes se ve el proceso de enfriamiento de varios puntos de dos redondos de 50 mm. templados en agua y aceite y en la figura las velocidades instantáneas que se obtienen en el centro de redondos de diversos diámetros templados en agua y aceite muy agitados. En esta última figura se observa que desde el comienzo del proceso va aumentando la velocidad de enfriamiento hasta la zona 730°-680°C aproximadamente, donde alcanza un máximo, disminuyendo luego progresivamente hasta la temperatura del baño, existiendo una zona entre 600° y 800°C en la que las variaciones de las velocidades son relativamente muy pequeñas.

En esta tabla se dan las velocidades de enfriamiento que se consiguen en el centro de los redondos de 25, 50 y 75 mm. enfriados en diversos medios de enfriamiento.

Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se consiguen a 570°C en el centro de redondos de acero de 25, 50 y 75 mm de diámetro, templados en diversos medios.

ENFRIAMIENTO	DIAMETROS		
	25 mm	50 mm	75 mm
Agua agitada .....	56	15	7
Aceite agitado .....	27	10	5
Corriente de aire .....	1.8	0.9	0.6
Aire tranquilo .....	0.85	0.4	0.3
Velocidades en grados por segundo			

También la tabla que sigue da una idea de la influencia de los diversos medios que se emplean para el temple de los aceros.

En esa tabla en el intervalo 720°-550°C y en la zona de temperaturas próxima a 200°C se ha tomado como unidad de velocidad de enfriamiento la correspondiente al agua a 18°C.

Conviene recordar que en los tratamientos térmicos la velocidad de enfriamiento varía bastante de unos momentos a otros y, por tanto, siempre que se cite una velocidad debe señalarse a qué momento corresponde.

Velocidades relativas de enfriamiento de una bola de 4 mm templada desde 850°C en diferentes medios.

MEDIO DE ENFRIAMIENTO	Velocidades relativas de enfriamiento en el intervalo	
	702°-550°	220°
Solución acuosa con 10% de CaCl <sub>2</sub> . . . . .	2.07	1.04
Solución acuosa con 10% de Na OH . . . . .	2.06	1.36
Solución acuosa con 10% de CaNa . . . . .	1.96	0.98
Solución acuosa con 10% de CO <sub>3</sub> Na <sub>2</sub> . . . . .	1.38	1.09
Solución acuosa con 10% de SO <sub>4</sub> H <sub>2</sub> . . . . .	1.22	1.49
Agua a 0° . . . . .	1.06	1.02
Agua a 18° . . . . .	1.00	1.00
Mercurio . . . . .	0.78	1.09
Agua a 25° . . . . .	0.72	1.11
Aceites . . . . .	0.25-0.15	0.05-0.15
Agua con jabón . . . . .	0.07	1.16
Agua a 75° . . . . .	0.047	1.01
Agua a 100° . . . . .	0.044	0.71
Aire . . . . .	0.028	0.007
Vacío . . . . .	0.011	0.004

Estudio de las estructuras microscópicas que se obtienen en los tratamientos de los aceros al variar la velocidad de enfriamiento.

La influencia de la velocidad de enfriamiento, que se consigue en los tratamientos de las piezas de acero, como consecuencia del empleo de diferentes medios de enfriamiento, se puede estudiar con bastante claridad con ayuda del diagrama de transformaciones en el enfriamiento continuo. En la figura se señala el correspondiente a un acero cromo-níquel-molibdeno, que nos servirá como ejemplo.

En la operaciones de recocido se emplean, generalmente, en los talleres velocidades de enfriamiento inferiores a 20° por hora, y las curvas de enfriamiento del acero representativas de esos tratamientos llevados sobre el diagrama de la figura 4.1.2, quedarán por encima y a la derecha de la curva núm. 1, obteniéndose al final del tratamiento ferrita y perlita, quedando el material con poca dureza.



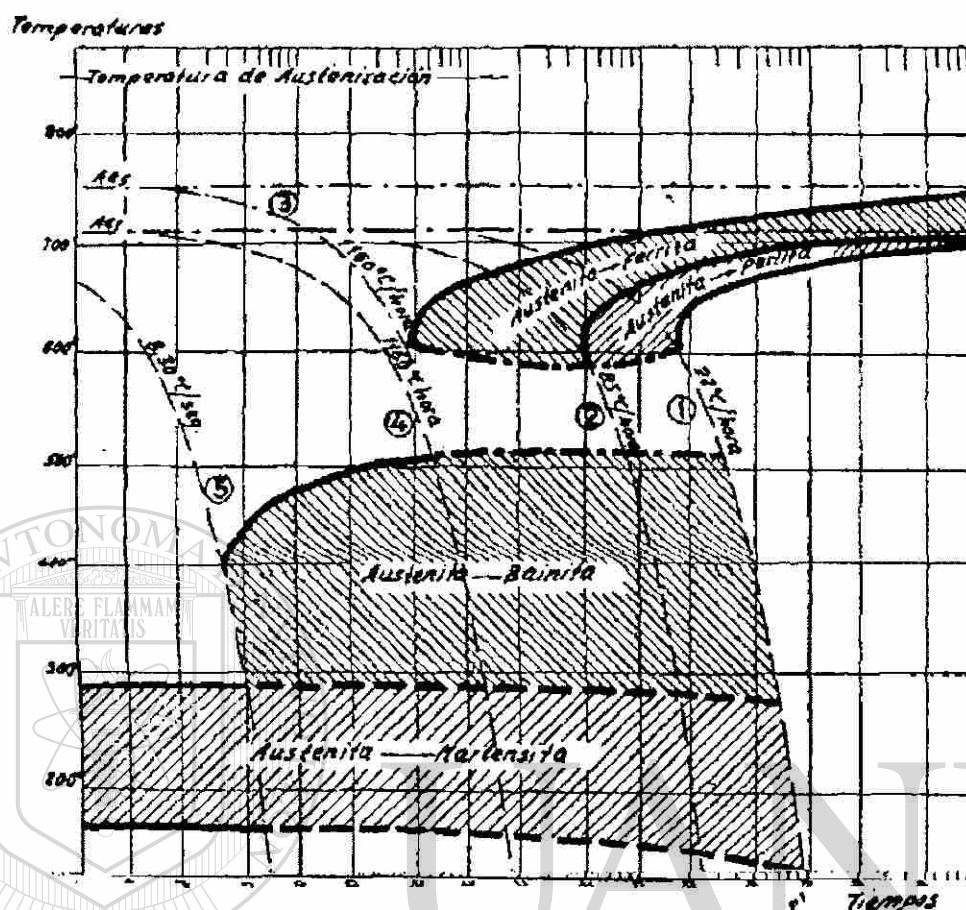


Figura 4.1.2 Curvas de la <S> de enfriamiento continuo de un acero de:  
 C = 0.40%, Mn = 0.67%, Cr = 0.71%, Ni = 1.82%, Mo = 0.33%

Con velocidades de  $22^{\circ}$  a  $83^{\circ}\text{C}$  por hora, que corresponden a enfriamientos un poco rápidos dentro del horno, las curvas de enfriamiento, atraviesan los campos de la ferrita, perlita, bainita y martensita (zonas comprendidas entre las curvas núm. 1 y 2).

En los procesos de enfriamiento correspondientes a esas velocidades, la austenita comenzará a transformarse primero en ferrita; luego, al cortar la línea representativa del enfriamiento del acero, a la zona de perlita, se inicia la formación de este constituyente.

Al continuar el enfriamiento, como antes de terminarse la transformación total de la austenita en perlita, la curva del acero sale del campo de la perlita, una parte de la austenita se transformará en bainita y al alcanzar el acero la temperatura de nacimiento de la martensita, todavía quedará algo de austenita, que se transformará en martensita. Como resultado final de la transformación, obtendremos en la estructura del acero: ferrita, perlita, bainita y martensita.

En los normalizados se obtienen generalmente velocidades variables desde  $100^{\circ}$  a  $30,000^{\circ}\text{C}$  por hora y las curvas de enfriamiento de estos procesos se hallan comprendidas entre las curvas 2 y 5.

Para velocidades de  $83^\circ$  a  $1,160^\circ\text{C}$  por hora (zona comprendida entre las curvas núm. 2, 3 y 4), ya no se atraviesa el campo de la perlita, y la microestructura estará compuesta por ferrita, bainita y martensita. Estas velocidades se obtienen en piezas de bastante espesor, normalizadas.

Con velocidades comprendidas entre  $1,150^\circ$  y  $30,000^\circ\text{C}$  por hora ( $8.3^\circ$  por segundo), que son las que aproximadamente se obtienen en el interior de las piezas de 200 a 70 mm. de espesor enfriadas en aceite y en perfiles muy delgados enfriados al aire, las curvas de enfriamiento quedan en el espacio comprendido entre las curvas núm. 4 y 5, ya no se obtiene ferrita y la estructura final está formada por bainita y martensita. Con velocidades superiores a  $30,000^\circ\text{C}$  grados por hora ( $8.3^\circ$  por segundo), la estructura que se obtiene es totalmente martensítica, siendo esta velocidad de  $8.3^\circ$  por segundo la velocidad crítica de temple de este acero.

Por tanto, si el acero se enfría con velocidades de  $10^\circ$ ,  $20^\circ$ ,  $100^\circ$  ó  $200^\circ\text{C}$  por segundo, que son velocidades superiores a la crítica, el acero templea, y en cambio, si las velocidades son de  $5^\circ$ ,  $3^\circ$  ó  $1^\circ\text{C}$  por segundo, el temple será imperfecto y además de martensita aparecen en la estructura otros constituyentes más blandos.

### *Características de los procesos de enfriamiento en el temple de los aceros*

Para conocer la influencia que sobre el temple ejercen los diferentes medios de enfriamiento, es muy interesante estudiar las diversas etapas que se presentan en estos procesos.

Pilling y Lynch al determinar las curvas de enfriamiento del acero empleando diversos medios refrigerantes, estudiaron las variaciones que experimentan los poderes de enfriamiento de los líquidos en los procesos de temple en función de la temperatura del acero. Sus observaciones, que son muy interesantes, revelan la existencia de tres mecanismos muy diferentes de disipación de calor, que también han sido comprobados por Sperrth y Lange, y que se explican a continuación.

En la figura 4.1.3 puede verse una curva muy típica de enfriamiento, que corresponde a un cilindro de acero de poco diámetro, templado en agua a  $76^\circ\text{C}$ . Se puede observar que la velocidad de enfriamiento, que al principio es lenta, va aumentando, alcanza un máximo y luego disminuye, llegando por fin a igualarse la temperatura del acero y la del líquido, advirtiéndose tres fases muy señaladas, cuyas características explicaremos a continuación.

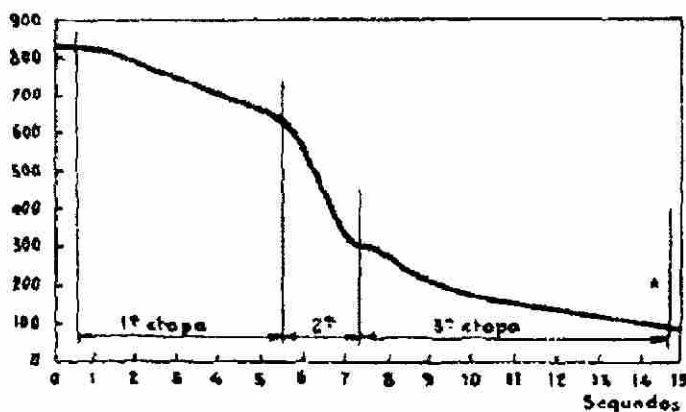


Figura 4.1.3 Curva de enfriamiento de un cilindro templado en agua caliente a  $76^\circ\text{C}$

*Primera etapa.*

Cuando el acero es introducido en el líquido, como su temperatura es muy alta, se forma una capa de vapor que rodea el metal y el enfriamiento se hace por conducción y radiación a través de la capa gaseosa. El enfriamiento en el comienzo de esta fase es relativamente lento, influyendo en ello principalmente la temperatura de ebullición del líquido y también la conductibilidad del vapor.

*Segunda etapa.*

Cuando desciende la temperatura de la superficie del metal, la película de vapor va desapareciendo. Sin embargo, el líquido hierve todavía alrededor de las piezas y se forman muchas burbujas que rodean el acero. Estas burbujas son transportadas principalmente por corrientes de convección. El vapor se va separando de la superficie de la pieza y va siendo reemplazado por líquido. Esta es la etapa de más rápido enfriamiento y es llamada de enfriamiento por transporte de vapor.

*Tercera etapa*

Esta etapa se presenta generalmente por debajo de 300°C. El enfriamiento lo hace el líquido por conducción y convección, cuando la diferencia de temperatura, entre la superficie y el medio refrigerante es ya pequeña. Esta etapa se llama de enfriamiento por líquido y es más lenta que las anteriores, dependiendo su importancia de la conductibilidad térmica del líquido y de su agitación.

Resumiendo, se puede decir que en esas diversas etapas el enfriamiento se realiza en las siguientes formas:

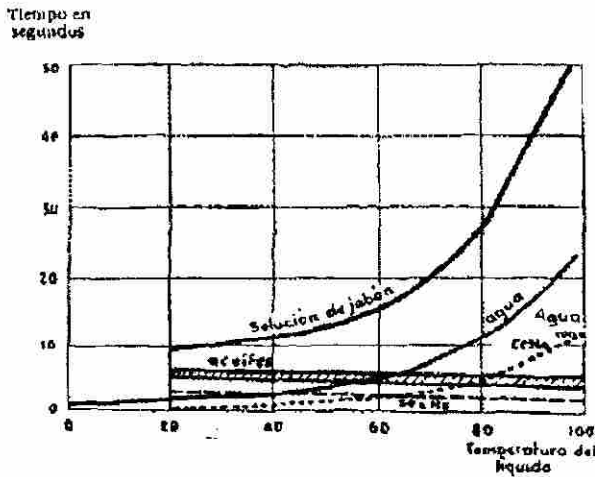
*1a. etapa.* Conducción y radiación a través de la capa gaseosa.

*2a. etapa.* Transporte de vapor.

*3a. etapa.* Conducción y convección del líquido.

Por tanto, las propiedades que más influyen en el poder templante de los líquidos son: su temperatura de ebullición, su conductibilidad térmica, su viscosidad, su calor específico y su calor de vaporización.

La temperatura de ebullición es muy importante en la primera etapa, el calor de vaporización en la segunda y la conductibilidad térmica en la tercera. La viscosidad también influye en la velocidad de enfriamiento en la segunda y tercera etapa.



En las siguientes figuras 4.1.4 y 4.1.5 se ve que en las soluciones acuosas, la duración de la primera fase depende de la temperatura del líquido, y como para conseguir que los aceros templen, esta fase debe ser lo más corta posible para evitar que en la zona de los 650° a 500°C (correspondiente a la nariz de la <S>) se formen estructuras blandas, se comprende la necesidad de que el agua no se caliente ni pase de los 30°C. Cuando el agua está caliente, se

Figura 4.1.4

prolonga demasiado el enfriamiento por vapor y aparecen puntos blandos. En la misma figura se

ve también la influencia tan perjudicial que ejerce el jabón en solución en el agua.

Se puede apreciar también la ventaja de la adición del NaCl al agua y el excelente comportamiento de los aceites y del ácido sulfúrico. Este relativamente corta, por lo que teóricamente es el mejor de todos, pero su gran poder corrosivo impide su utilización.

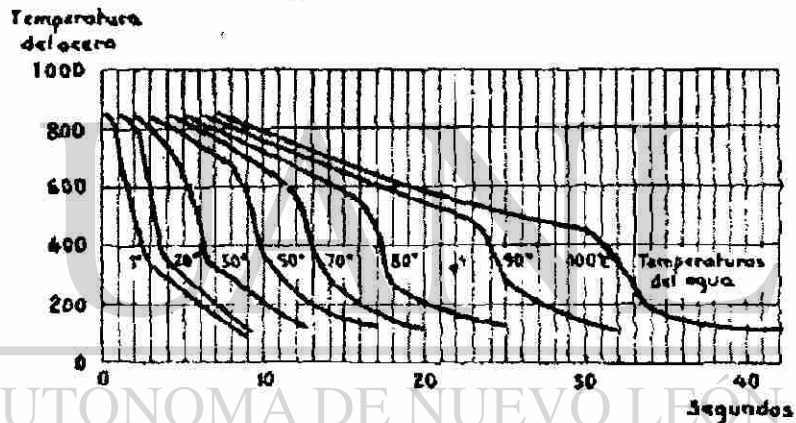
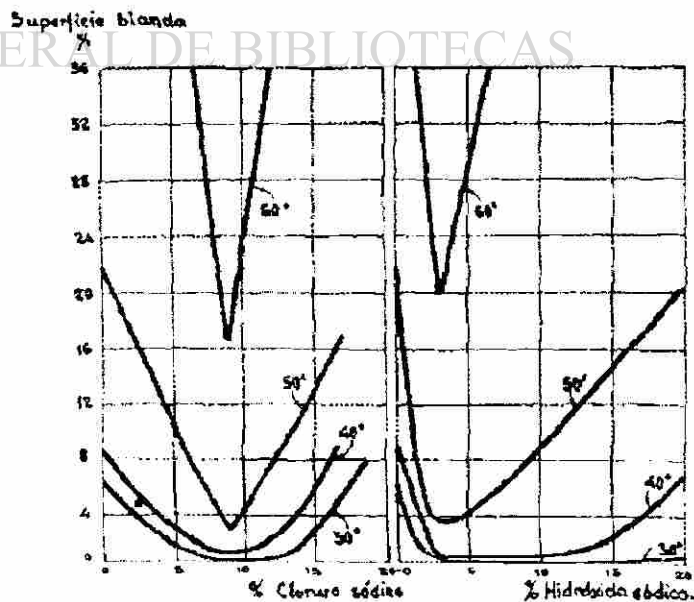


Figura 4.1.5

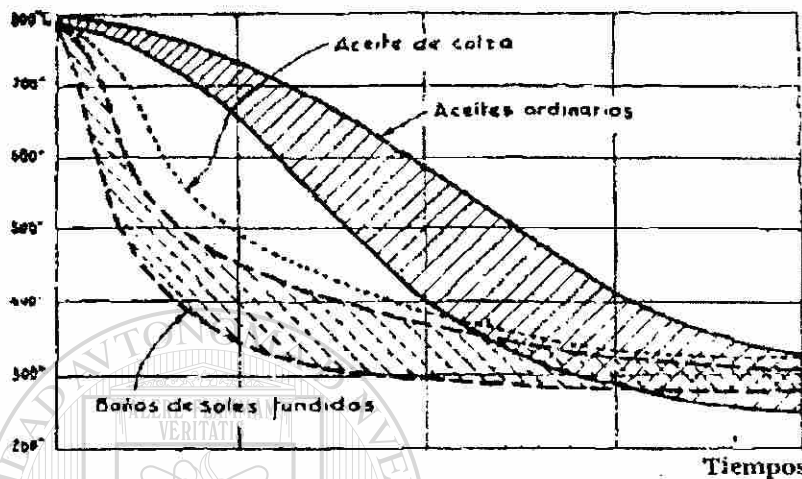
En la figura 4.1.6 se ve la conveniencia de usar agua con cloruro sódico (sosa cáustica) en solución, cuando se quiere evitar la aparición de puntos blandos en la superficie de los aceros de herramientas o aceros de cementación templados. Se observa que el porcentaje de puntos blandos, disminuye al descender la temperatura del baño de 60° a 30°C y que también, las superficies blandas son mínimas para concentraciones de 9% de cloruro sódico y de 3 a 15% de hidróxido sódico.

Figura 4.1.6 Influencia del contenido de Cloruro sódico y de hidróxido sódico en el agua sobre el porcentaje de puntos blandos en superficie de aceros templado



Empleando aceite, la primera fase de vapor es menos decisiva que en el agua, ya que el aceite se suele utilizar siempre para aceros

que tienen velocidades críticas de temple relativamente bajas. La segunda etapa tiene en aceite bastante importancia. Es interesante destacar que el enfriamiento es más rápido en aceite caliente que en aceite frío, debido a que al elevarse la temperatura, el aceite se vuelve más fluido y la transmisión del calor se efectúa mucho mejor.



Observando en la figura 4.1.7 las curvas de enfriamiento de una esfera de acero calentada a 800°C y enfriada luego en diferentes medios, se comprende la ventaja de emplear aceite de colza y los baños de sales fundidas, en lugar de los aceites ordinarios, por conseguirse con ellos las

Figura 4.1.7 Curvas de enfriamiento correspondientes al centro condiciones ideales del temple

que son:

de una esfera enfriada en diferentes líquidos de temple

enfriamiento rápido en las primeras etapas y lento en la última.

### Elección del medio de temple

Para obtener en el temple de los aceros los mejores resultados, conviene utilizar el medio de enfriamiento menos enérgico que sea capaz de comunicar al acero una velocidad de enfriamiento superior a la crítica. De esta forma, se consigue una estructura totalmente martensítica, la máxima dureza compatible con su composición y se evitan en lo posible las grietas y deformaciones. En los enfriamientos rápidos siempre existe el peligro (independientemente de la composición del acero) de que se creen tensiones, debido al desigual enfriamiento de las piezas, ya que la periferia se enfría rápidamente, mientras en el corazón el acero está todavía a elevada temperatura. En los enfriamientos lentos, en cambio, la temperatura es más uniforme en toda la masa de las piezas, y son menos frecuentes las grietas y deformaciones.

Antiguamente el temple se efectuaba siempre por enfriamiento rápido de los aceros en agua; entonces se empleaban exclusivamente los aceros al carbono, con el inconveniente de que cuando las piezas eran complicadas apreciaban con frecuencia deformaciones y grietas. Cuando los perfiles eran delgados e irregulares, tampoco se podían enfriar bruscamente porque se agrietaban. Entonces se enfriaban en aceite o por otros procedimientos, pero a veces no se conseguía la dureza deseada.

A mediados del siglo XIX se inventaron los aceros especiales, en los que debido a la presencia de ciertos elementos, como el cromo, níquel, wolframio, etc., las velocidades críticas de temple son muy bajas y se pueden obtener con ellos gran dureza, aunque el enfriamiento no se haga muy rápidamente. Estos aceros aleados se templean generalmente en aceite o en baños de sales.



Como la gran diversidad de aceros que existe en la actualidad, crea con frecuencia dudas, sobre el medio de enfriamiento más conveniente, hay que guiarse siempre por las recomendaciones de las acererías o por el análisis y dimensiones de las piezas.

Las velocidades críticas de temple varían bastante de unos aceros a otros. Los aceros al carbono exigen las mayores velocidades, que son, aproximadamente, para 0,50% de C, 350°C por segundo; para 0,80% de C, 200°C por segundo. En cambio, los aceros especiales tienen velocidades de temple más pequeñas. Así, por ejemplo, la de un acero para brocas de bajo contenido en wolframio, es aproximadamente, de 35°C por segundo.

En general, se templen en agua todos los aceros al carbono en piezas de más de 5 ó 10 mm. de espesor y también los aceros de poca aleación en espesores superiores a 25 mm. Debe utilizarse agua a 15° o 20°C, no debiendo sobrepasar la temperatura de 30°C. En aceite se pueden templear los perfiles inferiores a 5 ó 10 mm. aproximadamente de los aceros antes citados y todos los de alta aleación. Con aceite caliente entre 30° y 60°C se obtienen los mejores resultados. Al aire, por fin, se templen los aceros de muy alta aleación.

Aunque siempre los fabricantes señalan en sus catálogos el medio de enfriamiento que debe emplearse para el temple de cada acero, conviene recordar que muchas veces hay que templear una herramienta de menos de 3 mm. de espesor fabricada con ese acero, conviene enfriarla en aceite, porque se alcanzará la dureza deseada y el peligro de que aparezcan grietas es menor que templado en agua. Un acero cromo-vanadio de 1% de carbono, 1,50% de cromo y 0,20% de vanadio, que es de temple en aceite, se templeará en agua cuando se utilice para herramientas de 100 y 200 mm. de espesor, que deban quedar con una dureza superior a 60 Rockwell-C. Todo esto ocurre por la necesidad de rebasar la velocidad crítica de temple y porque en estos casos extremos de piezas muy delgadas o muy gruesas, las velocidades de enfriamiento que se consiguen son bastante diferentes de las que generalmente se suelen considerar como normales y que corresponden casi siempre a piezas de 25 a 50 mm. de diámetro, que son a las que se suelen referir los catálogos.

### *Medios de enfriamiento más empleados en el temple de los aceros*

#### *Agua.*

Debe evitarse que el agua se caliente durante el temple. Conviene que la temperatura del agua oscile entre 15° y 20°C, pues si la temperatura es superior a 30°C, se prolonga exageradamente la primera etapa del enfriamiento, lo que es un gran inconveniente, porque con ello disminuye la velocidad de enfriamiento en la zona 750°-600° y se favorece, sobre todo en los aceros de poco poder templante, la formación de estructuras blandas.

#### *Aceite.*

Se suelen emplear aceites animales, vegetales y minerales. Antiguamente se usaban sólo aceite de los dos primeros grupos y entre ellos los aceites vegetales, y sobre todos el aceite de colza era el preferido.

También se empleaban los aceites de pescado, ballena, etc., pero sólo en circunstancias excepcionales de escasez. Los aceites animales y vegetales con el uso continuo a temperaturas de

50° a 125°C se descomponen, espesan y se vuelven gomosos dando temple bastantes irregulares. Además suelen resultar caros y de olor desagradable.

Los mejores aceites para el temple son los aceites minerales obtenidos en la destilación fraccionada del petróleo, preparando ya en la actualidad muchas destilerías algunos tipos, especialmente fabricados para el temple de los aceros.

*Un buen aceite de temple debe poseer las siguientes propiedades:*

1. Su viscosidad debe estar comprendida entre ciertos límites. Si el aceite es demasiado viscoso, la película de aceite próxima a la superficie del metal tiende a carbonizarse, porque las corrientes de convección son muy lentas. Esa carbonización disminuye el poder refrigerante del aceite y limita su utilización. Si la viscosidad es baja, el aceite se adhiere menos a las piezas, pero se volatiliza rápidamente con la consiguiente pérdida de líquido. Por tanto, la viscosidad debe estar comprendida entre ciertos límites, que a la temperatura ambiente son de 5° a 9° Engler, y a 50° son de 2° a 4° grados Engler.

Con el uso, la viscosidad del aceite aumenta, llegando algunas veces después de varios meses de empleo a 15° ó 30° Engler a la temperatura ambiente, siendo necesario evitar el uso de aceites de estas características.

2. La volatilidad no debe ser demasiado elevada porque se pierde aceite con el uso y se espesa el baño, con la consiguiente pérdida en la velocidad de enfriamiento.

Además, un aceite volátil, al ponerse en contacto con el metal caliente, desprende numerosas burbujas y se forma mucho vapor alrededor de las piezas, disminuyendo la velocidad de enfriamiento y prolongándose la fase de enfriamiento con vapor, que suele dar lugar a la aparición de puntos blandos.

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

En los aceites corrientes la temperatura de inflamación suele oscilar entre 180° y 275°C y la de combustión entre 200° y 325°C, considerándose las de 215° y 275°C como satisfactorias.

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

*Plomo.*

Desde hace bastantes años se emplea este metal fundido para el temple. Las aplicaciones más generales son el temple de herramientas de aceros especiales y el temple de muelles. También se utiliza para el temple del alambre <cuera de piano>. En esos casos se introduce el acero caliente en plomo fundido y allí se enfriará hasta la temperatura que tenga el baño, que suele oscilar entre 350° y 600°C.

El plomo posee una gran conductibilidad, por lo cual el calentamiento del baño se hace bastante rápidamente y también enfría con relativa rapidez las piezas que se templean.

Su elevado peso específico es un inconveniente, pues las piezas flotan y hay que preparar dispositivos especiales para que se introduzcan en el baño. Como el plomo se oxida fácilmente, hay que evitar que la superficie del baño esté en contacto con la atmósfera, cubriéndolo con pequeños trozos de carbón vegetal.

### *Mercurio.*

Para el temple de piezas muy delicadas, como instrumentos de cirugía, etc., o para piezas de gran dureza, se empleaba algunas veces el mercurio, pero su elevado peso específico y precio limitan sus aplicaciones, por lo que en la actualidad casi no se emplea.

### *Sales fundidas*

Para el tratamiento térmico de los aceros, son cada día más empleados baños de sales fundidas. Están constituidos principalmente por cantidades variables de cloruros, carbonatos, nitritos, nitratos y cianuros de sodio, potasio y bario, y se utilizan para temperatura variables desde 150° a 1.300°C. Unas veces, se usan como medio de enfriamiento y sustituyen con ventaja al aceite y al plomo fundido, y otras veces, en cambio, se utilizan para calentar las piezas y también para cementarlas o nitrurarlas.

Aunque aquí nos estamos refiriendo a *medios de enfriamiento*, y como veremos a continuación, las salen en la mayoría de los casos se usan para el calentamiento, las citamos aquí por utilizarse también algunas de ellas para enfriar.

De acuerdo con su utilización *se pueden clasificar en seis grupos:*

1. Sales que se emplean en un intervalo de temperaturas comprendido entre 150° y 400°C.

Se suelen emplear con dos fines principales: A) Para enfriar las piezas que han sido calentadas (en horno de mufla) a la temperatura de temple y que al ser enfriadas en las sales sufrirán un temple, martempering, austempering, etc., y B) para calentar durante el revenido piezas o herramientas templadas.

Para ambos usos se suelen emplear sales L-1, L-2 y L-3 de la Tabla I preparados principalmente a base de nitritos y nitratos. Son muy utilizadas: la mezcla de 56% de nitrato potásico (NO<sub>3</sub>K) y 44% de nitrito sódico (NO<sub>2</sub>Na), que funde a 147° y puede utilizarse desde 150°C y la mezcla de 51,3% de nitrato potásico y 48,7% de nitrato sódico (NO<sub>3</sub>Na), que funde a 217° y puede usarse desde 245°C.

### *Temperatura de fusión de diversas sales*

2. Para calentar durante el revenido de herramientas y piezas a temperaturas comprendidas entre 400° y 600° ó para el enfriamiento, en tratamientos isotérmicos, se suelen emplear sales L-4 y L-5, constituidas generalmente a base de cloruro sódico, cloruro cálcico, cloruro bórico, carbonato sódico, etc.

3. Sales que se emplean para el calentamiento en el temple de herramientas en el intervalo 700°-950°. Para ese tratamiento se utilizan sales del tipo I de la Tabla XIII, constituidas principalmente a base de cloruro bórico, cloruro potásico, cloruro sódico y cloruro cálcico, cuyo fin principal es evitar la descarburación de las herramientas durante el tiempo que dura el calentamiento.

Como durante el proceso de trabajo se suele modificar la composición del baño, de vez en cuando se añaden pequeñas cantidades de una sal rectificadora, utilizándose para ese fin el bórax, cianuro sódico o carburo de silicio.

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

4. Sales que se emplean para cementar. Constituidas principalmente a base de cianuros y cuyas características se estudian en el siguiente Capítulo (Cementación).

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

6. Sales para el calentamiento en el temple de acero rápido y de alta aleación del tipo H. Estas sales que se utilizan a temperaturas muy elevadas de 1,000° a 1,3000°, suelen estar constituidas principalmente por cloruro bórico ( 95% aproximadamente) y pequeños porcentajes de cloruro sódico.

Para evitar que con el uso se vuelvan descarburantes, se les añade periódicamente pequeñas cantidades de sílice, SiO<sub>2</sub> en polvo.

A veces estas sales se preparan también con pequeñas cantidades de fluoruro cálcico, sílice y bióxido de titanio, en cantidades inferiores siempre a 5%.

### *Templabilidad o penetración de temple*

La dureza que se obtiene en el temple de los aceros y la templabilidad o penetración de temple, son dos características que se confunden con mucha frecuencia y que, sin embargo, conviene diferenciar con claridad.

Si templamos varias clases de aceros, podemos ver que unos se endurecen más y otros menos. También vemos que la penetración de la dureza hacia el interior es también unas veces mayor que otras. La dureza es la resistencia que opone el material a la penetración, y la templabilidad viene determinada por la profundidad y distribución de la dureza en el interior de las piezas.

Para aclarar estos conceptos, estudiaremos lo que sucede al ensayar dos aceros, uno ordinario sin aleación con 0,45% de carbono y otro aleado con cromo y vanadio de 0,40% de C, 1% de Cr y 0,18% de Va.

Si templamos en agua una varilla de 10 mm. de diámetro de cada uno de esos dos aceros, obtendremos en una sección transversal del exterior al interior las siguientes durezas: acero al carbono 57-57-56 y 55 Rockwell-C; acero cromo-vanadio 52-52-52 y 52 Rockwell C (figura).

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



Estas diferencias de penetración de la dureza se presentan por ser diferente la templabilidad de estos aceros.

Vemos, pues, que la dureza y templabilidad son cosas distintas. Las varillas de acero ordinario al carbono de 10 mm. de diámetro adquieren el temple más dureza (57 Rockwell-C) que las del acero cromo-vanadio (52 Rockwell-C), lo cual es natural por ser el contenido en carbono ligeramente más elevado. En cambio, la penetración de esa dureza en el redondo de 100 mm. de diámetro, o sea, la templabilidad, es mucho menor en el acero al carbono que en el aleado.

Esto tiene mucha importancia al fabricar piezas para motores y maquinaria, como se puede ver en el siguiente ejemplo:

Si se quiere fabricar una pieza de 10 mm. de diámetro con 90 Kg. de resistencia, se pueden elegir muchos tipos de aceros. Si se emplean por ejemplo un acero ordinario al carbono de 0,45% de C, y un acero cromo-níquel-molibdeno de C=0,32%, Cr = 0,75%, Ni=2,5% y Mo=0,50%, después del temple y revenido, se obtienen los siguientes resultados: acero al carbono, R=90 Kg./mm<sup>2</sup>, A=15%. Acero cromo-níquel-molibdeno, R=90 Kg./mm<sup>2</sup>, A=16%

En cambio, si se necesita fabricar una pieza que tenga 100 mm de diámetro con aquella resistencia, se ve que al templar la pieza de acero al carbono no se puede conseguir en su interior más de 75 Kg./mm<sup>2</sup> por muy rápidamente que se enfríe el acero en el temple, y no se puede, por tanto, fabricar de ninguna manera con esa clase de acero la pieza que necesitamos.

En cambio, con el acero especial cromo-níquel-molibdeno, se alcanza en el núcleo central, después del temple en aceite, 145 Kg./mm<sup>2</sup>, y después del revenido quedará con 90 Kg./mm<sup>2</sup> y 16% de alargamiento.

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

Nosotros hemos obtenido con un acero corriente al carbono de 0,42% de C, en gran cantidad de varillas de 4 mm., una resistencia de 90 Kg/mm<sup>2</sup> y un alargamiento de 16%, que son características excepcionales propias de los mejores aceros especiales de alta aleación.

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

La dureza máxima, que se puede obtener en los aceros después del temple, viene señalada en la figura y depende principalmente del contenido en carbono del acero. La penetración de temple o templabilidad, depende en cambio de los elementos de aleación y del tamaño de grano del acero. Los elementos que más favorecen la penetración de temple son el manganeso, molibdeno y cromo. En los aceros aleados, especialmente en los de bajo contenido en carbono, se ha comprobado, sin embargo, que los elementos de aleación aumentan (aunque sólo ligeramente) la dureza correspondiente al acero ordinario.



## *Diversos métodos para estudiar el comportamiento de los aceros en el temple*

Como el comportamiento de los aceros en el temple es de gran interés para decidir su utilización, se han desarrollado numerosos procedimientos para ponerlo de manifiesto. Entre ellos los más utilizados son: 1. El examen de la fractura de barras templadas. 2. El estudio de las curvas de dureza o de resistencia en el interior de barras templadas. 3. El ataque químico de las secciones transversales templadas. 4. La determinación de las zonas de 50% de martensita, y 5. el ensayo Jominy.

Los factores que hay que conocer y tener en cuenta para determinar la penetración de temple de un acero son dos: la dureza y la distribución de la dureza en el interior de las piezas.

### *Examen de las fracturas*

Uno de los procedimientos más antiguos para determinar la templabilidad es el ensayo de fractura de los aceros templados. Es muy práctico y simple, aunque sólo se suele utilizar en los aceros de herramientas al carbono y carbono-vanadio u otros de baja aleación.

Consiste en preparar una serie de barretas cilíndricas, entalladas, de 3/4 de pulgada (19,05 milímetros) de diámetro y 125 mm. de longitud, que son templadas en agua a temperaturas de 790°, 815°, 850° y 875°. Después se rompen por choque y se examinan las fracturas.

Por la diferencia entre el grano de fractura, generalmente grosero en la zona central (sin templar), y fino el de la exterior (templado), se conoce fácilmente la profundidad de temple alcanzada en cada caso.

### *Curvas de dureza de redondos de diferentes diámetros templados*

Otro de los procesos empleados para conocer la templabilidad de los aceros, consiste en determinar después del temple la dureza en el interior de redondos de acero.

Se comienza preparando por forja o laminación una serie de barras de diversos diámetros, que después de un ligero torneado se dejan a medidas escalonadas, por ejemplo de 25, 50, 75, 100, 150 y 250 mm. de diámetro. Luego se temple esos redondos y a continuación se cortan las barras y se determinan las durezas en la sección transversal, desde la periferia al centro. Con los resultados obtenidos se puede, finalmente, construir las curvas de dureza, llamadas generalmente <curvas U> que caracterizan a cada tipo de acero.

Ensayando tres aceros del mismo contenido en carbono y diferentes elementos de aleación cuya composición se da continuación, en perfiles de 100, 75, 50 y 25 mm. de diámetro templados en agua, hemos obtenido los resultados señalados en la figura.

Las curvas de la figura, son el resumen de los resultados obtenidos al temple esos aceros en agua y aceite y sirven para tener una idea bastante clara del comportamiento de cada uno de ellos.

## *Determinación de las curvas de dureza empleando discos de aceros*

Para determinar la penetración del temple en los aceros es muy cómodo el montaje que se señala en la figura. Del acero que se va a ensayar, se cortan discos de 10 mm. aproximadamente de espesor, del diámetro que se quiere estudiar, perforados en el centro y con las superficies planas rectificadas, para luego poder medir bien las durezas. Se coloca un disco del acero que se va a ensayar entre dos cilindros del mismo material (también pueden ser de acero al carbono corriente, pues en general el error será pequeño) y se sujeta todo el conjunto por medio de un tornillo pasante que lo aprisiona fuertemente. De esta forma es templado y luego se sueltan las diferentes piezas y se mide la dureza del disco con gran facilidad.

### *Curvas de resistencia*

Otro procedimiento que también se puede utilizar para conocer la templabilidad de los aceros, todavía más costoso que los anteriores, consiste en sacar probetas de tracción de diferentes zonas del interior de los redondos (figura), después de haber sido éstos templados previamente.

Las resistencias que se obtienen por este procedimiento y las durezas halladas en los otros citados anteriormente, son comparables y en las aplicaciones industriales no aparecen diferencias sensibles utilizando cualquiera de esos métodos.

Al efectuar este ensayo, además de tropezar con el inconveniente de que las experiencias son largas y costosas, se presenta también la dificultad de tener que cortar materiales templados de gran dureza, siendo imposible en algunos casos hacerlo con sierras ordinarias, por lo que muchas veces hay necesidad de emplear cuchillas de acero rápido, de metales duros o discos de esmeril.

### *Ataque químico de las secciones templadas*

Este ensayo es también muy práctico para conocer la profundidad de temple en algunas clases de aceros, consiste en observar las secciones transversales de barras de aceros, rotas después del temple y atacadas posteriormente con ácido.

Se comienza entallando las barras, luego se templan y se rompen y se planean por rectificado las secciones transversales. A continuación se atacan esas secciones con ácido nítrico al 5% (Nital-5), observándose que las partes que han quedado sin templar se colorean, y quedan en cambio blancas y son muy poco atacadas las templadas. En la figura se ve el resultado obtenido al ensayar dos barras de acero de 0,7% de carbono; una de 10 mm. y otra 50 mm. de diámetro.

El ensayo es algo parecido al de fractura, y al grano grueso de aquel ensayo, corresponde aquí superficie oscura y al grano fino, superficie blanca.

Observando la figura, vemos que a pesar de ser las dos barras que se ensayan de la misma composición, la barra de 10 mm. ha quedado blanca después del ataque, es decir, ha templado toda la masa y en cambio la de 50 mm. no ha templado más que en la zona externa, apareciendo el núcleo central, cuya estructura es troostítica, sorbítica o perlítica, de color negro.

## 4.2 REVENIDO

Los aceros después del temple suelen quedar generalmente demasiado duros y frágiles para el uso destinado. Estos inconvenientes se corrigen por medio del revenido, que es un tratamiento que consiste en calentar el acero a temperaturas debajo de la línea crítica inferior, enfriándolo luego en aceite o al aire según la composición química. El objeto del revenido no es eliminar los efectos del temple sino modificarlos, disminuyendo la dureza y resistencia, aumentando la tenacidad y eliminando tensiones internas.

### Teoría de revenido

El proceso de revenido se puede estudiar desglosando las etapas que ocurren durante el proceso (figura 4.2.1)

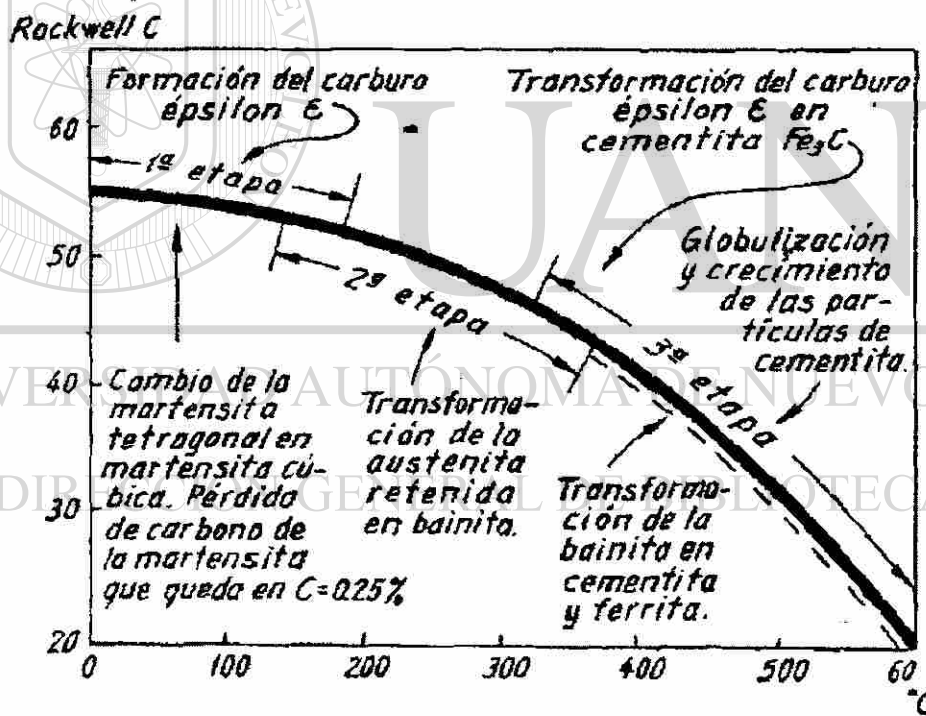


Figura 4.2.1 Etapas de revenido

primer etapa.-

Esta se realiza a bajas temperaturas inferiores a  $300^{\circ}C$ , y en ellas se precipita un carburo de hierro, llamado épsilon y el contenido de carbono de la martensita baja a  $0.25\%$  el carburo épsilon cristaliza en sistema hexagonal su fórmula es  $Fe_{2.4}C$  y es un carburo diferente a la cementita.

La precipitación de dicho carburo se realiza en el límite de grano y este ocasiona la pérdida de carbono en la martensita la cual cambia de red tetragonal a red cúbica.

*Segunda etapa.-*

Esta solo se presenta cuando aparece austenita retenida en la microestructura del acero templado, y en esta etapa la austenita retenida se transforma en bainita, el rango de temperatura es de 150° a 350°C, (figura 4.2.2)

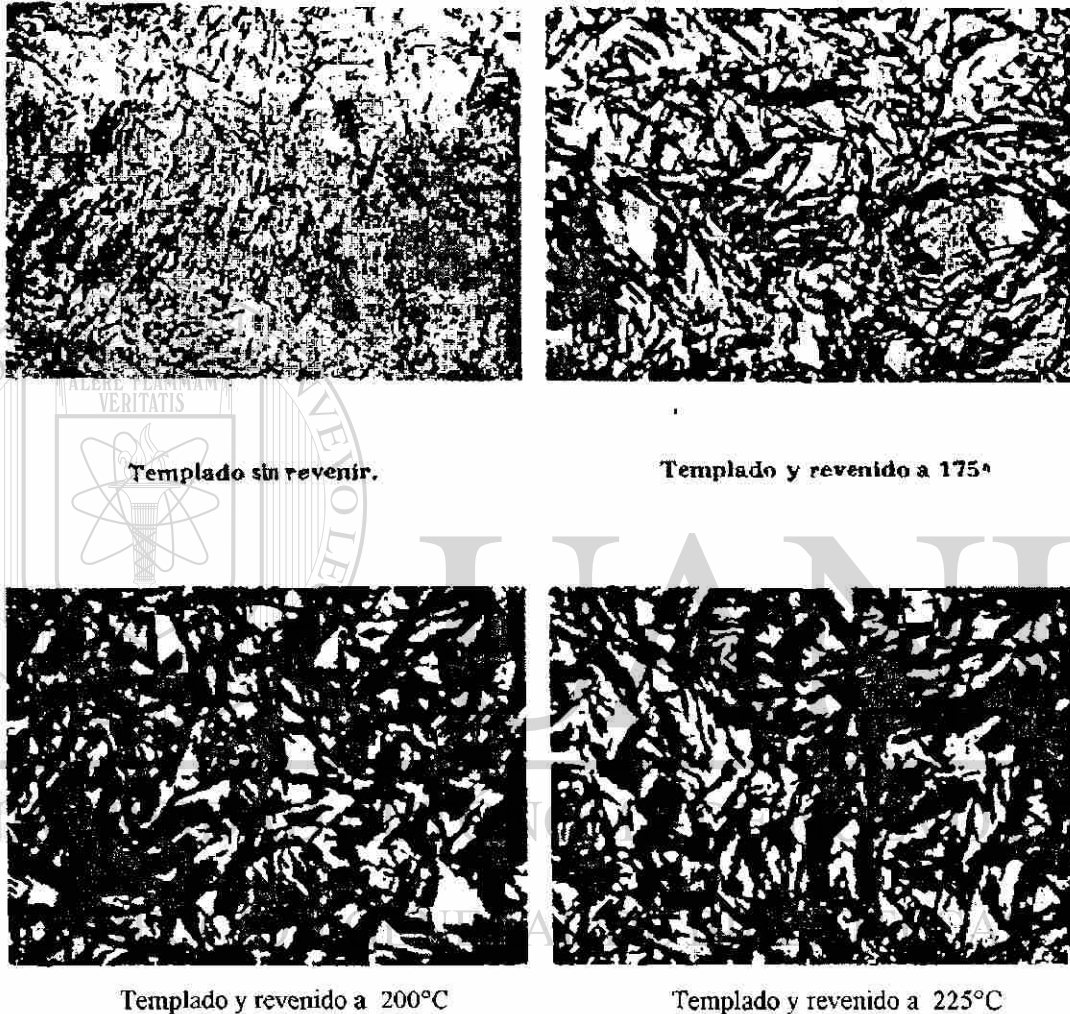


Figura 4.2.2 Microestructura de un acero de 1% de carbono y 5% de Níquel templado y revenido a diversas temperaturas ataque Nital 750 aumentos

*Tercera etapa.-*

En esta el carburo épsilon que apareció en la primer etapa se transforma en cementita. Al aumentar progresivamente la temperatura del acero, se forma primero un precipitado de cementita en los limites de las agujas de martensita y también en su interior. Luego al aumentar la temperatura se redisuelve la cementita del interior de las agujas, mientras se engruesan en cambio la cementita que envuelve a la martensita al continuar elevándose todavía mas la temperaturas se rompe el envolvente de la cementita haciéndose mas discontinuo llegando a la globulización de esta a 600°C aproximadamente (figura 4.2.3)

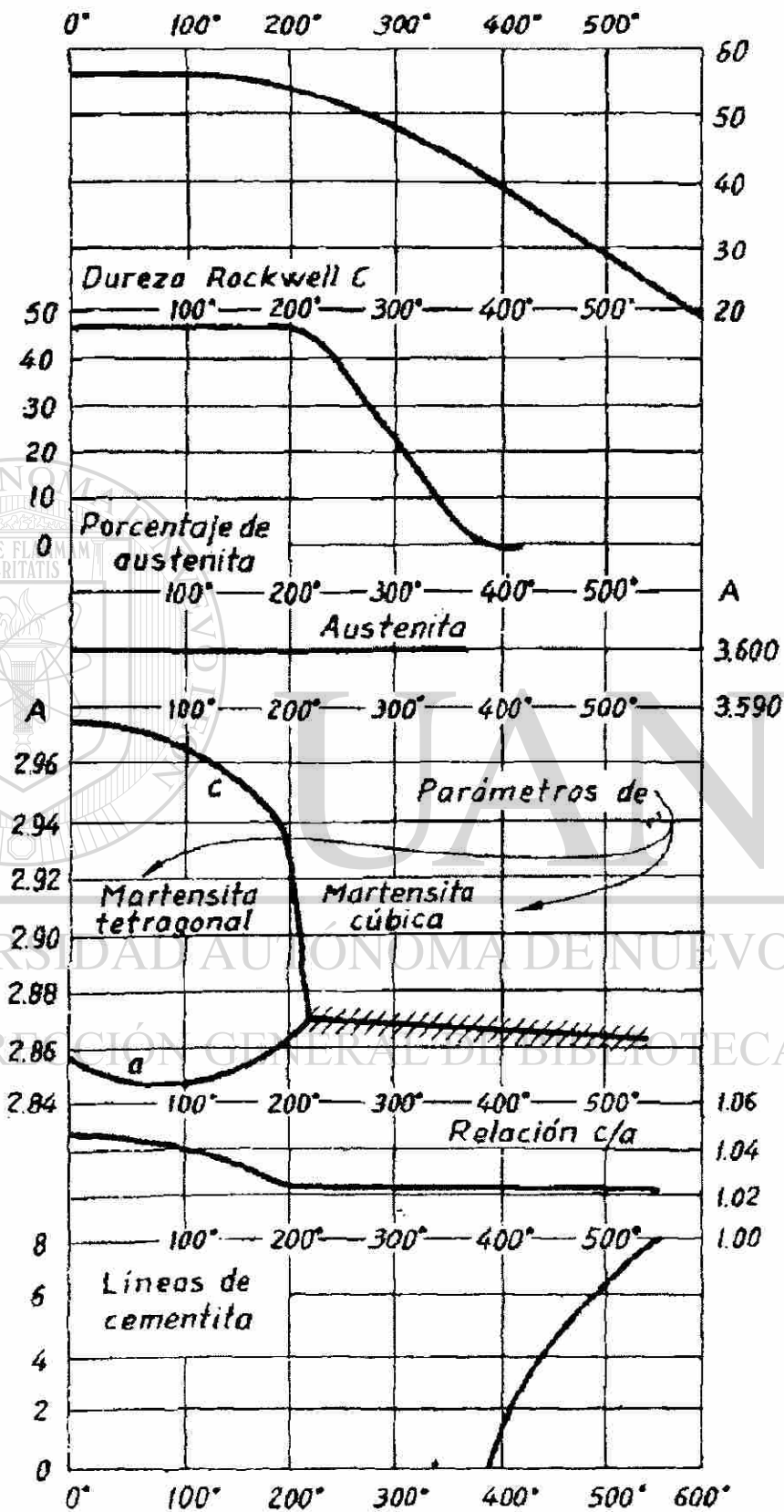


Figura 4.2.3 Variaciones que sufre con en revenido las propiedades y características de un acero de 1% de carbono y 5% de Niquel

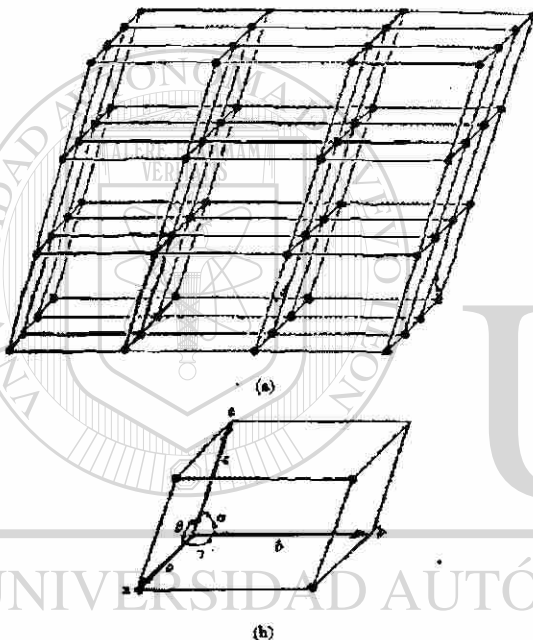


## Capítulo V

### Fenómenos de difusión

#### 5.1 Redes espaciales.

Al discutir las estructuras cristalinas se supone usualmente que la estructura continúa hasta el infinito en todas direcciones. Esta suposición puede parecer absurda al considerar un cristal convencional (o grano) de hierro de una centésima de pulgada, pero cuando se considera que existen  $10^{18}$  átomos de hierro en dicho grano la aproximación al infinito parece mucho más exacta. La definición fundamental de la regularidad de distribución de los átomos en el espacio es el de una red espacial: Se dice que una distribución de puntos (o átomos) en tres dimensiones forman una red espacial, si todos sus puntos tienen idénticos alrededores. ¡Qué lugar más aburrido y monótono sería una red espacial para una hipotética pequeñísima pulga! Al saltar de un punto a otro siempre vería, exactamente, el mismo paisaje interminable.



En la figura 5.1.1(a) se muestra parte de una red espacial general. Como consecuencia de la regularidad en la distribución de los puntos que componen una red, la geometría esencial puede describirse por tres vectores de la red,  $a$ ,  $b$  y  $c$ . (Fig. 5.1.1(b)). Estos vectores describen la celda unitaria señalada con trazos más negros en la esquina de la red espacial (Fig. 5.1.1(a)). La geometría de una red espacial está completamente definida por las constantes de la red (longitud de los vectores)  $a$ ,  $b$  y  $c$  y los ángulos interaxiales  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ . Existen solamente catorce disposiciones de los puntos que

Fig. 5.1.1(a) Parte de una red espacial en la que se muestra, con trazo grueso, una celda unitaria. (b) Descripción de la celda unitaria en función de los vectores de red  $a$ ,  $b$ ,  $c$ . Se muestran las constantes de red  $a$ ,  $b$ ,  $c$  y los ángulos interaxiales  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ .

satisfagan la definición de red espacial y menos de la mitad de las mismas poseen alguna importancia para

las estructuras metálicas. La figura 5.1.2 muestra seis de las celdas unitarias que presentan con más frecuencia en metales y aleaciones.

Aunque una red espacial es, fundamentalmente, una distribución de puntos en el espacio, es conveniente unir estos puntos mediante líneas (ejes) como los que se muestran en la figura 5.1.1(a) y describir la red espacial en función de la figura geométrica formada por dichas líneas. Por ejemplo, existen tres distribuciones de puntos diferentes descritas por una red cúbica de ejes, esto es, por tres ejes iguales formando entre sí ángulos rectos. La red espacial cúbica simple, que sólo tiene puntos en las intersecciones del enrejado de los ejes, no es importante en los metales. La cúbica centrada y la cúbica de caras centradas son muy corrientes en los metales y se muestran en la figura 5.1.2. Estas redes tienen puntos en el centro del cubo o en los centros de las caras del cubo respectivamente, así como en las esquinas de la celda unitaria cúbica. En los cristales cúbicos la constante de la red tiene el mismo valor  $a$  en las tres direcciones del cristal, pero en otros casos, como en los cristales ortorrómbicos, la constante de la red puede tener tres valores diferentes  $a$ ,  $b$  y  $c$  en las tres direcciones del cristal.

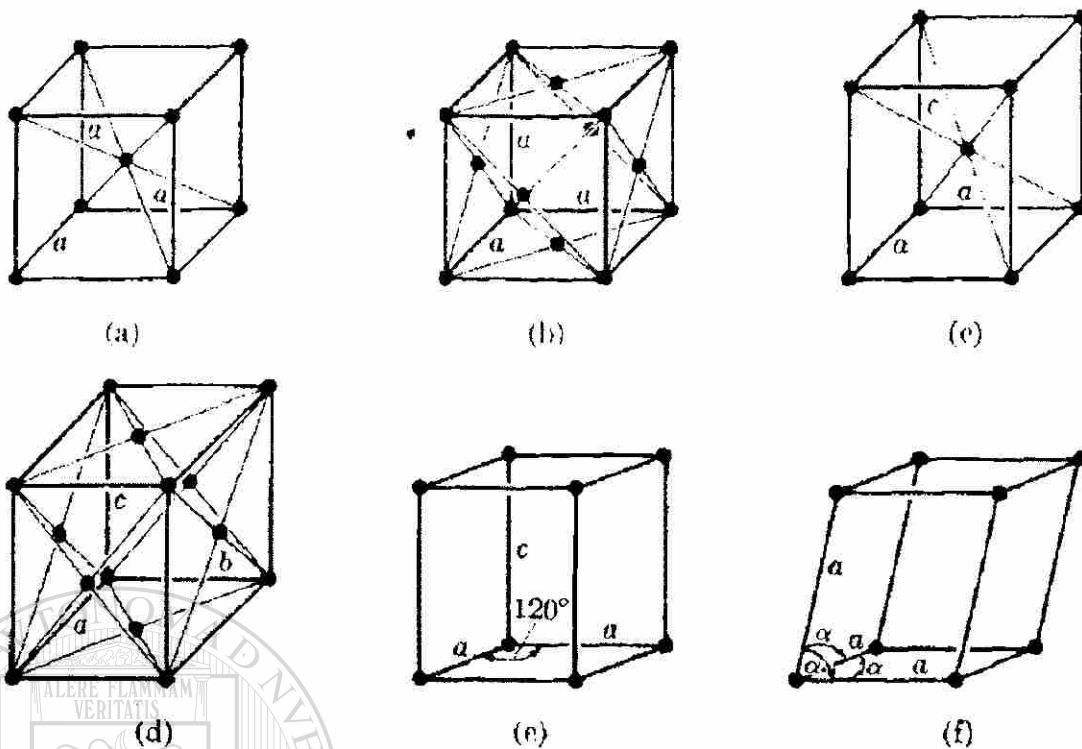
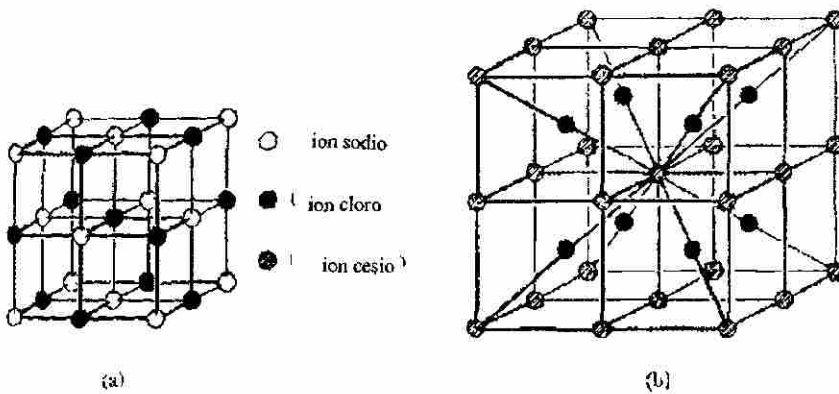


FIG. 5.1.2. Celdas unitarias representativas de seis de las redes espaciales más importantes. Las letras a, b y c representan las constantes de red. (a) Cúbica centrada. (b) Cúbica de caras centradas Tetragonal centrada. (d) Ortorrómica de caras centradas. (e) Hexagonal simple. (f) Romboédrica.

**Estructura cristalina.**

Las estructuras cristalinas de algunos metales son simplemente átomos situados en los puntos de una red espacial; la estructura cúbica de caras centradas del cobre es un ejemplo. El cloruro sódico, figura 5.1.3 posee una estructura cúbica simple, pero, observada con más detenimiento, se pone de manifiesto que los puntos correspondientes a una red espacial cúbica simple no son idénticos puesto que dos puntos adyacentes están ocupados uno por un ion sodio y otro, por un ion cloro. En realidad, la red espacial en este caso es cúbica de caras centradas y cada punto de la red está asociado con la misma unidad estructural, un ion sodio y un ion cloro.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



En la figura 5.1.3(a) puede considerarse que los iones sodio señalan los puntos de una red espacial, con cada punto de la red ocupado por un ion sodio y, por ejemplo, el ion cloro a su derecha.

Figura 5.1.3 Estructuras cristalinas de sólidos iónicos típicos (a) Cloruro de sodio (b) Cloruro de cesio

La red hexagonal compacta, característica del magnesio y de cierto número de otros metales puros, es un ejemplo similar de un grupo de átomos en un punto de una red.

La figura 5.1.4(a) muestra cómo una celda de simetría hexagonal puede concebirse dentro de un grupo de cuatro celdas unitarias de la red espacial hexagonal simple (Fig. 5.1.2)

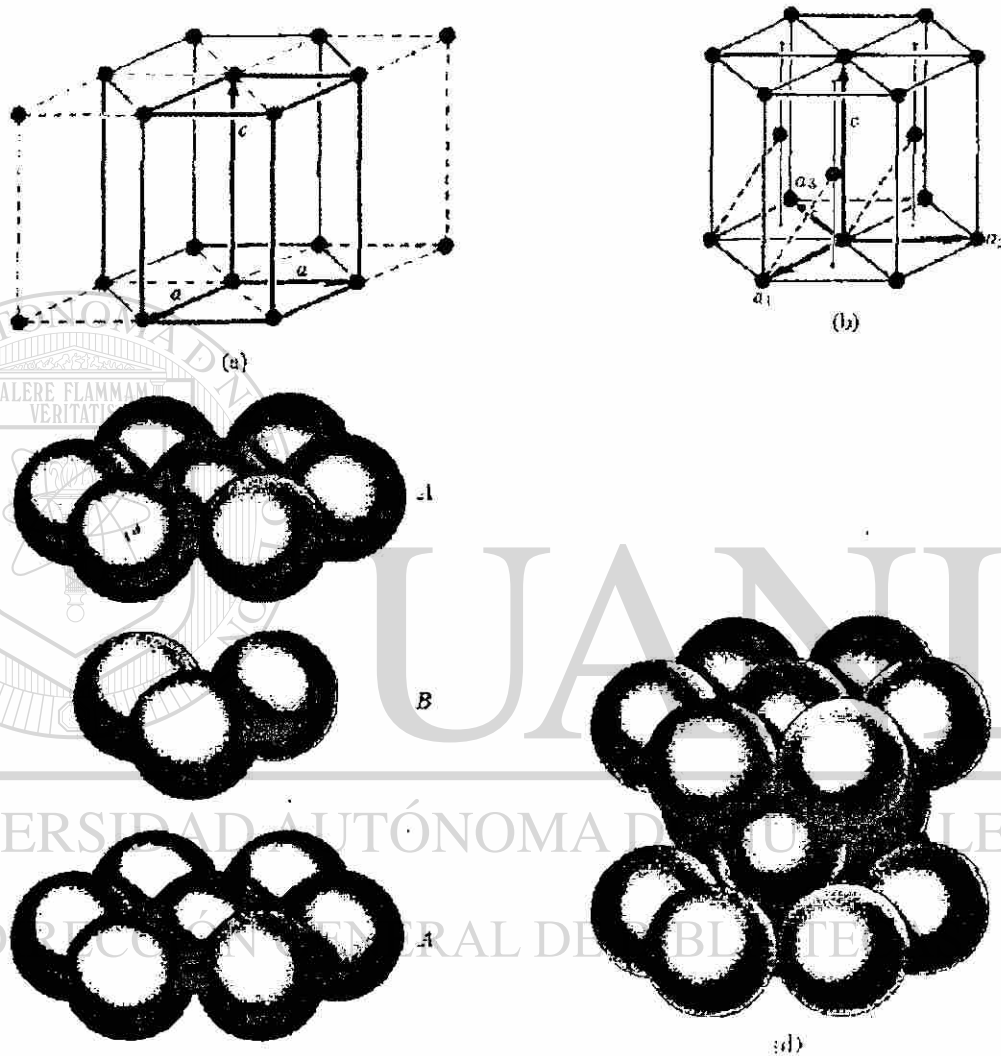


Fig. 5.1.4 Aspectos importantes de la estructura cristalina hexagonal compacta. (a) Red espacial hexagonal. (b) Estructuras cristalinas hexagonales compactas. (c) Esquema de la posición relativa de las capas de esferas en el apilamiento hexagonal compacto. (d) Estructura cristalina hexagonal compacta, resultado de llevar a contacto las capas A, B y A que se muestran separadas en (c)

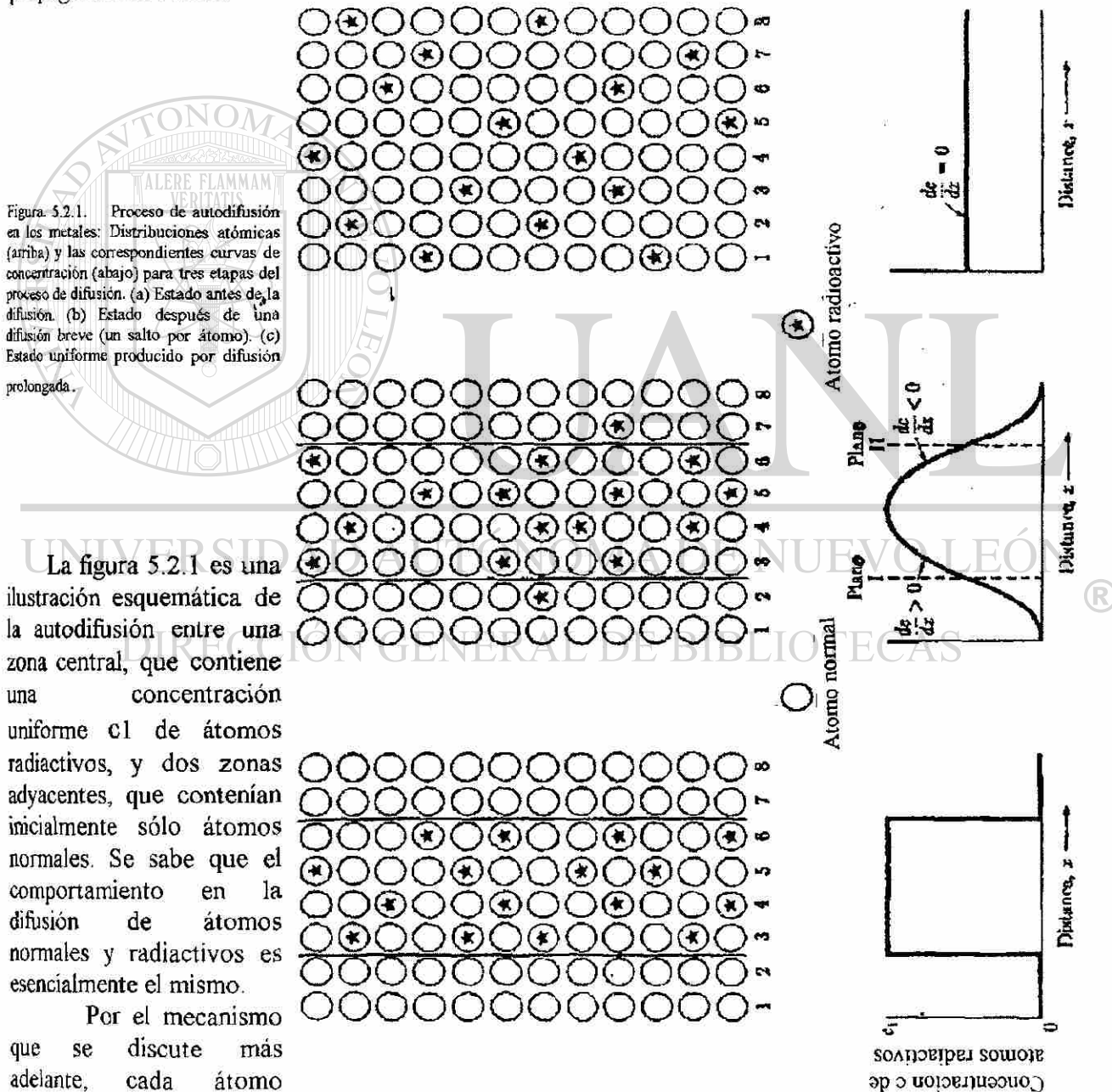
TABLA I

CLASIFICACIÓN DE LAS REDES ESPACIALES POR SISTEMAS CRISTALINOS

Sistema cristalino	Longitud de los ejes y ángulos interaxiales	Red espacial
Cúbico	Tres ejes iguales a ángulos rectos $a=b=c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Cúbica simple Cúbica centrada Cúbica de caras centradas.
Tetragonal	Tres ejes a ángulos rectos, dos iguales $a = b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Tetragonal simple Tetragonal centrada
Ortorrómbico	Tres ejes desiguales a ángulos rectos $a \neq b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Ortorrómbica simple Ortorrómbica centrada Ortorrómbica de base centradas
Romboédrico	Tres ejes iguales con la misma inclinación $a = b = c, \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	Romboédrica simple
Hexagonal	Dos ejes iguales a $120^\circ$ , el tercer eje a ángulos rectos $a = b \neq c, \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	Hexagonal simple
Monoclínico	Tres ejes desiguales, un par a ángulos no rectos $a \neq b \neq c, \alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$	
Triclínico	Tres ejes desiguales, con inclinaciones desiguales y a ángulos no rectos $a \neq b \neq c, \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	

## 5-2 MECANISMOS DE DIFUSIÓN

La causa de la difusión se comprende fácilmente. Ella consiste simplemente en que los átomos de un sólido saltan continuamente de una posición en la estructura a otra vecina. Más adelante se explicará el mecanismo que produce estos saltos, pero será útil considerar primeramente cómo están relacionados los saltos atómicos con los fenómenos de difusión en gran escala. En un metal puro, dado que todos los átomos son semejantes, es difícil detectar cualquier signo de difusión. Sin embargo, si se pueden distinguir ciertos átomos, en virtud de que son isótopos radiactivos del metal en cuestión, es posible medir la velocidad de autodifusión que les permite propagarse entre ellos.





tiende a saltar desde su posición, como se muestra en la figura 5.2.1a, hasta una de las posiciones adyacentes. La distribución atómica que se muestra en la figura 5.2.1b podría existir después de un promedio de un salto por átomo.

En el caso de los átomos radiactivos, por ejemplo, existían inicialmente cuatro de dichos átomos en cada columna y cada uno de ellos tenía la posibilidad de saltar hacia arriba, hacia abajo, a la izquierda o a la derecha. Es fácil comprobar que un salto al azar habría dejado sin variar el número de átomos radiactivos en las columnas 4 y 5. Sin embargo, un átomo radiactivo habría abandonado la columna 3 para entrar en la 2 y, de la misma forma, otro abandonaría la columna 6 para entrar en la 7. La curva de concentración de la figura 5.2.1b es un método apropiado para registrar la propagación de átomos radiactivos a través de la probeta.

$$dm = -D \frac{dc}{dx} A dt, \tag{5-1}$$

Después de esta breve descripción de la naturaleza de la difusión, es oportuno preguntar por qué un átomo ha de saltar dentro de la red. Como resultado de la energía térmica, todos los átomos están constantemente vibrando alrededor de su posición de equilibrio

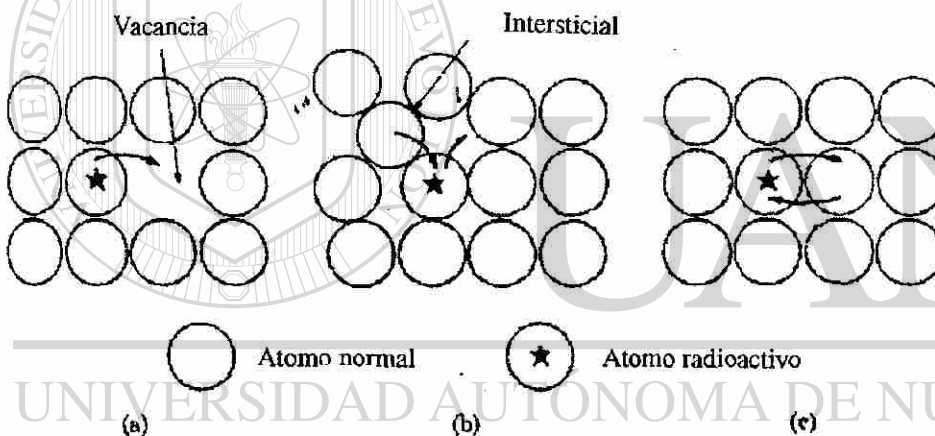


FIG. 5.2.2. Mecanismos posibles para la autodifusión en los metales. (a) Mecanismo de vacancias. (b) Mecanismo de átomos intersticiales. (c) Mecanismo de intercambio de átomos en la red, aumentando la amplitud de las vibraciones con la temperatura.

La energía asociada a estas vibraciones térmicas es suficiente para hacer que, en condiciones apropiadas, un átomo salte abandonando la posición que ocupaba en la red.

Evidentemente, la temperatura es un factor importante que determina la posibilidad de que ocurra el salto.

Otro factor es la barrera que el átomo ha de vencer en el momento de saltar. Por ejemplo, los átomos de una red cristalina perfecta han de enfrentarse con barreras casi insuperables que se oponen a la difusión. Esta barrera que se opone a la difusión se ve reforzada no sólo por las fuerzas de la cohesión atómica, que tienden a mantener a cada átomo en la posición que ocupa en la red, sino también por el problema físico de abrirse paso entre átomos vecinos conglomerados con mucha compacidad.

Por tanto, se cree que en una zona perfecta de la red ( Fig. 5.2.2c ) no se produce el intercambio directo de dos átomos.

En cambio, la difusión tiene lugar a través de imperfecciones de la red, mediante mecanismos para los cuales la barrera de energía es pequeña.

Mecanismo de la difusión. La existencia de lugares vacantes en la red es totalmente normal en las redes cristalinas, a cualquier temperatura por encima del cero absoluto.

Las imperfecciones de este tipo facilitan mucho el salto de átomos adyacentes.

Por ejemplo, la figura 5.2.2a indica en qué forma un átomo radiactivo podría avanzar un espaciado atómico, a la derecha, saltando a una vacancia.

La vacancia se mueve simultáneamente a la izquierda, ocupa la posición que tenía el átomo radiactivo y está dispuesta para otro intercambio al azar.

La vacancia promedio tiene sólo una vida limitada en el metal, ya que las vacancias se están creando y destruyendo continuamente en las superficies, en los límites de grano y en las posiciones interiores adecuadas, tales como las dislocaciones.

Aunque se supone que la autodifusión en los metales ocurre casi siempre por el mecanismo de vacancias, en algunos casos es posible que se hallen implicados, parcial o totalmente, átomos intersticiales.

En este caso ( Fig. 5.2.2 b ), el mecanismo se complica con la presencia de un átomo en una posición intersticial. El proceso del salto y la vida de estos átomos son similares a los de las vacantes.

Con el fin de simplificar, la discusión restante se base sólo en el mecanismo de las vacancias, pero los resultados esenciales no son afectados al despreciar la posibilidad de difusión intersticial.

---

Además de la difusión en el interior de la red cristalina, que se conoce con el nombre de difusión de volumen, es posible estudiar la difusión en los límites de grano y la difusión de superficie.

Los límites de grano ordinarios son zonas de imperfección pronunciada en la estructura cristalina y por tanto no es sorprendente que la difusión pueda ocurrir aquí un millón de veces más rápidamente que en el interior del propio grano

Los átomos de la superficie de un metal están sólo débilmente enlazados a una posición determinada de la red, por lo que la difusión superficial es incluso más rápida que la que tiene lugar en los límites de grano.

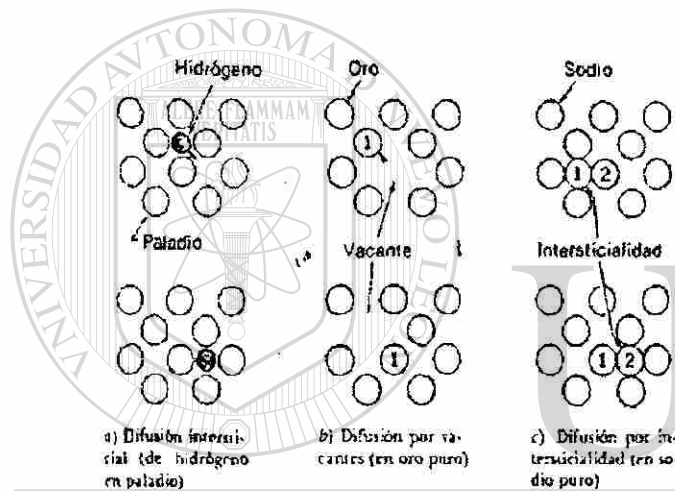
Aun cuando las velocidades específicas de la difusión superficial y en los límites de grano son mucho mayores que las de la difusión de volumen, su contribución real al proceso de difusión total es normalmente escasa, a causa del pequeño número de átomos existentes en las zonas donde se producen.

En el problema 2 se discuten las condiciones especiales en las que la difusión de los límites de grano puede ser de importancia. En el resto de este capítulo sólo se tratará de la difusión de volumen.

### 5.3 LEYES DE DIFUSIÓN

#### Primera ley de Fick

La difusión ocurre en los materiales sólidos por dos razones: 1. cada átomo vibra  $10^{12}$  veces por segundo en su posición en la red o red espacial; 2. algunos átomos tienen modos fáciles de "saltar" a una nueva posición (Fig. 5.3.1). Se produce tal posibilidad si existe una vacante en la red, esto es, si hay en ella una posición no ocupada. Un átomo vecino, al saltar en un momento favorable de sus vibraciones, puede ocupar fácilmente el sitio vacío (Fig. 5.3.1b); la vacante cambia de posición también. Un pequeño átomo intersticial, como el hidrógeno, se difunde con facilidad porque hay siempre intersticios vecinos disponibles para ser ocupados por salto (Fig. 5.3.1a). En casos raros, un átomo grande se mete apretadamente en un intersticio de su propia estructura cristalina, produciendo así una configuración llamada intersticialidad. Como en el caso de una vacante, el salto de un átomo adyacente (átomo 2 en la figura 5.3.1c) produce el traslado de esta configuración



A temperaturas elevadas, el mecanismo de la difusión permite que un átomo salte hasta  $10^8$  veces por segundo. La difusión ocurre también en los gases y en los líquidos, pero en los sólidos tiene importancia decisiva porque en ellos suele ser el único mecanismo para el transporte atómico, mientras que en gases y líquidos la convección y la mezcla mecánica son medios efectivos de traslado.

Figura 5.3.1 Mecanismos de difusión

Por el inmenso número de saltos de las partículas en un sistema sujeto a la difusión, suele ser útil el tratamiento estadístico. Un enfoque acertado en este caso sería el paseo al azar, aplicable a gases, líquidos y sólidos. Considérese un material en el que una partícula salta  $\downarrow$  veces por segundo y realiza el desplazamiento  $r$ , en el  $i$ -ésimo salto. En el tiempo  $t$  la partícula hará  $\downarrow t = n$  saltos difusivos (Fig. 5.3.2). Un resultado significativo de la teoría del paseo al azar es la expresión siguiente para el desplazamiento total medio  $R_n$

$$\overline{R_n^2} = n \overline{r^2} \tag{5.3.1}$$

donde  $r$  es el desplazamiento medio en un solo salto. Esta ecuación se aplica a gases, líquidos y sólidos, pero tiene una interpretación particular en el caso de los sólidos, donde  $r$  es la distancia  $d$  del vecino más próximo.

La difusión de un componente dado entre dos regiones de un material ocurre si la concentración  $c$  (número de partículas por metro cúbico) de ese componente es distinta en las dos regiones. Por lo general, los cambios de concentración en condiciones de difusión son graduales, y sus diferencias se expresan en términos del gradiente de concentración  $dc/dx$ , la intensidad de cambio de la concentración con la distancia.

Ahora se puede demostrar que un gradiente de concentración  $dc/dx$  produce un flujo neto de partículas. En la deducción basada en la figura 5.3.3 se incluyó una ingeniosa medida  $R_n$  de la anchura de las regiones de difusión.

Recuérdese que en la ecuación (5.3.1)  $R$ , es el desplazamiento medio de partícula en el tiempo  $t$ .

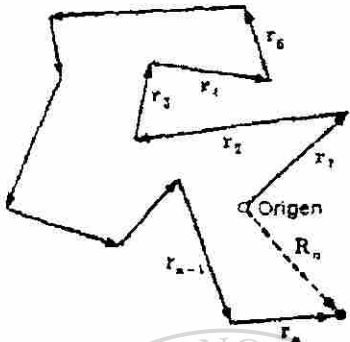


Figura 5.3.2 Ilustración esquemática de  $n$  saltos al azar de una partícula difusiva típica, en el tiempo  $t$ .  $R_n$  es el desplazamiento neto desde el origen.

En el proceso de difusión, algunas partículas de la región I cruzan el plano de referencia, penetrando en la región II y viceversa. Supóngase que el área de la sección de cruce es  $1 \text{ m}^2$ . Si  $c$  es el número medio de partículas en esta región es  $R_n c$ . En vista de la definición de  $R_n$ , es posible imaginar a todas esas partículas difundiendo desde la región I. Si un tercio del número total se difunde según cada una de las tres direcciones de coordenadas, un sexto de ese número se estará difundiendo en la dirección  $-x$  y un sexto en la dirección  $+x$ .

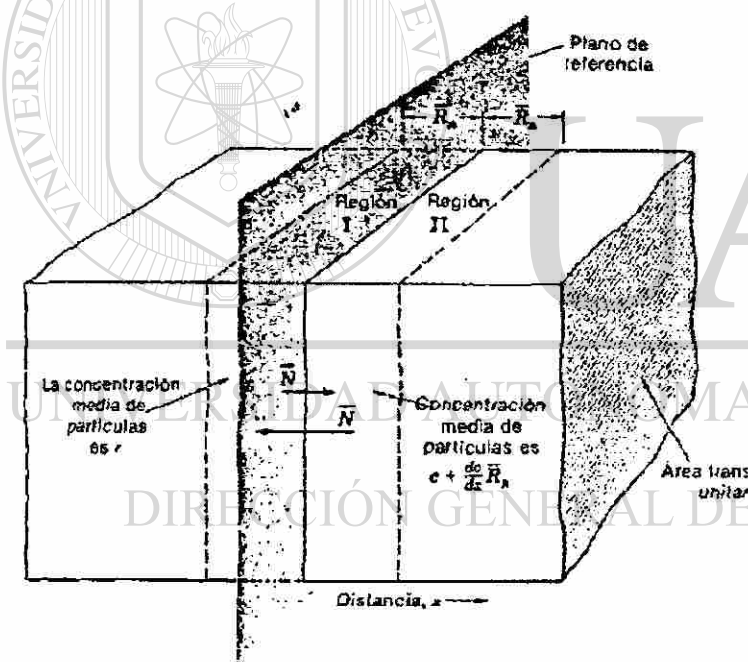


Figura 5.3.3 Ilustración esquemática de los números de partículas que cruzan el plano de referencia en direcciones opuestas cuando  $dc/dx$  es el gradiente de concentración en el medio de difusión.

Por consiguiente, el número de las que cruzan el plano de referencia en el tiempo  $t$  es

$$\bar{N} = \frac{1}{6} \bar{R}_n c \quad (5.3.2)$$

La concentración media de partículas en la región II es  $c + (dc/dx)R_n$ , y así el número de las que cruzan el plano de referencia en la dirección opuesta sería.

$$\bar{N} = \frac{1}{6} \bar{R}_n c + \frac{1}{6} \frac{dc}{dx} \bar{R}_n^2 \quad (5.3.3)$$

La densidad de flujo (en inglés flux) es la cantidad desalojada por unidad de tiempo y por una unidad de área transversal. En el caso considerado, la densidad de flujo neta  $J$  de partículas (número por segundo y por metro cuadrado) es  $N$  menos  $\bar{N}$

$$J = -D \frac{N(\text{neto})}{t} = \frac{\bar{R}_2 dc}{6tdx} = \frac{\Gamma r^2 dc}{6dx} \tag{5.3.4}$$

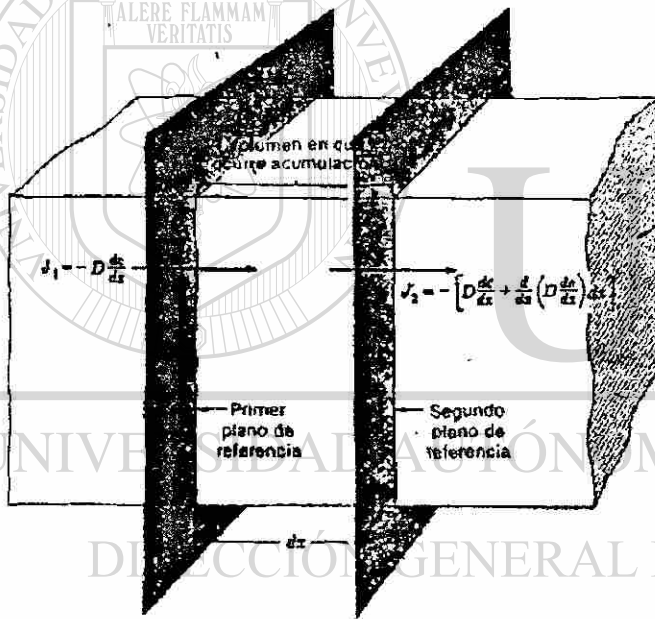
donde  $\downarrow$  es la frecuencia de saltos  $n/t$ . Por comodidad del cálculo la letra  $D$  sustituirá a la cantidad

$$D = \frac{\Gamma r^2}{6} \tag{5.3.5}$$

para obtener la forma usual de la primera ley de Fick,

$$J = -D \frac{dc}{dx} \text{ partículas / (m}^2 \cdot \text{s)} \tag{5.3.6}$$

donde  $D$  es el *coeficiente de difusión* y se mide en metros cuadrados por segundo. Si se asigna valores empíricos apropiados al coeficiente de difusión, la ecuación (5.3.6) servirá para describir los fenómenos de difusión en una amplia variedad de condiciones.



Una ampliación directa de la primera ley de Fick es el paso (o permeación) de gases a través de sólidos.

Figura 5.3.4 Esquema que ilustra la deducción de la segunda ley de Fick. Las partículas difundidas se acumulan en un elemento volumétrico de sección transversal unitaria con anchura  $dx$ .

### Segunda ley de Fick

En la mayoría de los procesos de difusión, la concentración de la especie que se difunde cambia en el tiempo. El cálculo respectivo requiere un razonamiento basado en la segunda ley de Fick. Considérese un elemento de volumen ( $dx$ ) ( $1 \text{ m}^2$ ), definido por dos planos de referencia en la forma mostrada en figura 5.3.4. El gradiente de concentración  $dc/dx$  que origina la densidad de flujo de difusión  $J_1$  a través del primer plano de referencia causa también, a través del segundo plano, la densidad del flujo  $J_2$ , cuyo valor es

$$J_2 = J_1 + \frac{dJ_1}{dx} dx \tag{5.3.7}$$



La cantidad  $dJ/dx$  es la intensidad de cambio de la densidad de flujo con la distancia (análoga a  $dc/dx$ , cambio de concentración con la distancia). Puesto que  $J = -D dc/dx$ , ecuación (5.3.6),  $dJ/dx$  puede también escribirse en la forma  $-d(D dc/dx)/dx$ . La cantidad de material,  $dm$ , que se acumula en el elemento de volumen por segundo es la diferencia

$$dm = J_1 - J_2 = -\frac{dJ_1}{dx} dx = +\frac{d}{dx} \left( D \frac{dc}{dx} \right) dx \quad (5.3.8)$$

Siendo  $dm/(dx * 1 \text{ m}^2 * 1 \text{ s})$  la rapidez  $dc/dt$  con que la concentración en el elemento de volumen cambia en el tiempo, la ecuación (5.3.8) da la segunda ley de Fick

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (5.3.9)$$

Conforme a la práctica usual en matemáticas, se empleara el símbolo  $\partial$  para indicar la derivada parcial, como en  $\partial c/\partial t$ . El cambio total  $dc$  en la concentración es ahora la suma del cambio en el tiempo y con la distancia:

$$dc = \frac{\partial c}{\partial t} dt + \frac{\partial c}{\partial x} dx \quad (5.3.10)$$

Aunque el coeficiente de difusión varía con la concentración,  $D$  en muchos casos puede considerarse constante, lo que permite una versión más simple

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (5.3.11)$$

## UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

### Cementación del acero.

#### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Puesto que la velocidad a la que ocurren mucho de los procesos metalúrgicos está determinada por la difusión, el adecuado control de estos procesos requiere, con frecuencia, la manipulación cuantitativa de los datos de difusión pertinentes. Como es típico en los cálculos de ingeniería, no es posible obtener soluciones exactas de la ecuación de difusión y es preciso introducir diversas hipótesis simplificadoras. La naturaleza de estas hipótesis se ilustra en el ejemplo siguiente de la cementación de una plancha de hierro por medio de una difusión intersticial. Por conveniencia, se utilizarán concentraciones en tanto por ciento en peso, corrientes.

La figura 5.3.5(a) muestra el proceso de cementación en el que se mantiene un material bajo en carbono en este caso hierro exento de carbono durante varias horas a una temperatura elevada, en contacto con una atmósfera, tal como el gas natural, capaz de suministrar carbono al metal.

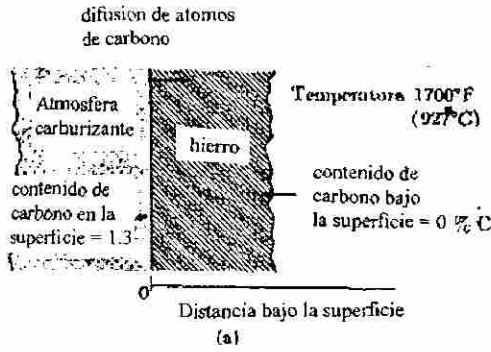
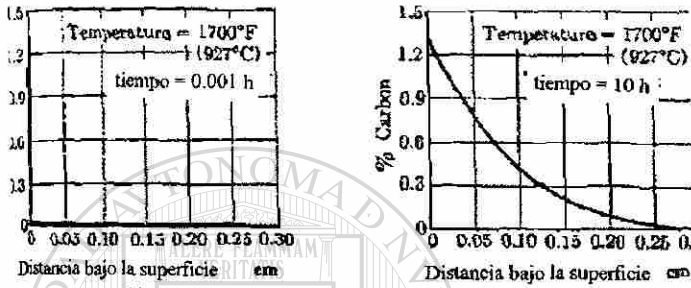


FIG. 5-3.5. Difusión del carbono en el hierro durante la cementación. (a) Representación esquemática del proceso utilizando para cementar una plancha de hierro. (b) Curva de penetración del carbono poco después de comenzar el proceso, y (c) después de 10 horas.



El contenido inicial de carbono de la plancha de hierro es cero a cualquier distancia de la superficie, pero conforme entran en solución los átomos de carbono en la superficie, del hierro, se hallan libres para empezar a difundir hacia el interior de la plancha. La concentración máxima,  $C_1$ , de átomos de carbono en solución en el hierro, a  $927^\circ\text{C}$  ( $1700^\circ\text{F}$ ), se puede obtener del diagrama hierro-carbono y es, aproximadamente, de 1,3%. La atmósfera cementante puede formar esta concentración de carbono en la superficie, casi instantáneamente, de modo que la curva de penetración del carbono es, apenas comenzaba la cementación, de la forma que se muestra en la figura 5.3.5-(b)

Tabla I  
PARA UN INTERVALO DE VALORES DE Y

Y	erf (y)	y	erf (y)
0	0,000	0,8	0,742
0,1	0,112	0,9	0,797
0,2	0,223	1,0	0,843
0,3	0,329	1,2	0,910
0,4	0,428	1,4	0,952
0,5	0,521	1,6	0,976
0,6	0,604	2,0	0,995
0,7	0,678	2,4	0,999

El problema general consiste en predecir la curva de penetración, tal como se ofrece en la figura 5.3.5(c), que se produce por cementación durante un número de horas a una temperatura dada (en este caso  $927^\circ\text{C}$ ). Puesto que la ecuación (5.3.12) relaciona la concentración con el tiempo y con la profundidad, es razonable esperar que esta ecuación se pueda utilizar para obtener la curva deseada. Se puede demostrar que la solución adecuada en este caso es

$$C - C_0 = (C_1 - C_0) \left[ 1 - \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right], \tag{5.3.12}$$

donde C es la concentración de carbono a una profundidad de x centímetros después de una difusión de t segundos, C<sub>1</sub> es la concentración superficial y C<sub>0</sub> la concentración inicial de carbono en la plancha de acero (en este ejemplo C<sub>0</sub> = 0); erf (x/2 \* √Dt) = erf (y) es una función de la variable y = x/2 \* √Dt, cuyos valores se encuentran en tablas matemáticas como los logaritmos o las funciones trigonométricas. En la Tabla I se dan algunos valores de erf (y). El valor del coeficiente de difusión D para la difusión del carbono, en solución diluida en el hierro a 927°C es aproximadamente 1,5 \* 10<sup>-7</sup> cm<sup>2</sup>/seg

Cuando C<sub>0</sub> = 0, la ecuación (5.3.12) se reduce a

$$C = C_1 [1 - \operatorname{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})] \tag{5.3.13}$$

Utilizando esta ecuación es fácil determinar la curva de penetración del carbono que se producirá en un tratamiento de cementación de diez horas. El tiempo t es,

RESUMEN DE LOS CÁLCULOS PARA REPRESENTAR LA CURVA DE LA FIGURA 5.3.5(C)

Distancia x bajo la superfi- cie, cm	y = x/2 * √ Dt = 6,8x	erf (y)	1 - erf (y)	Concentración de carbono C = 1,3 [1 - erf (y)]
0,00	0,000	0,000	1,000	1,30
0,04	0,272	0,300	0,700	0,91
0,08	0,544	0,558	0,442	0,57
0,12	0,816	0,752	0,248	0,32
0,16	1,088	0,876	0,124	0,16
0,20	1,360	0,946	0,054	0,07
0,24	1,632	0,979	0,021	0,03
0,28	1,904	0,993	0,007	0,01
0,32	2,176	0,998	0,002	0,00

entonces, 10 \* 10 \* 60 = 3,6 \* 10<sup>4</sup> seg, y la cantidad y = x/2 \* √Dt tendrá el valor

$$y = \frac{x}{2\sqrt{1,5 * 3,6 * 10^{-3}}} = 6,8x. \tag{5.3.14}$$

En la Tabla I se resumen las etapas para calcular el valor de C a intervalos de 0,04 cm de profundidad en la plancha de acero.

La representación gráfica de estos resultados proporciona la curva de concentración del carbono, que se muestra en la figura 5.3.5 (c), en función de la profundidad.

Debido a que el valor de  $D$  aumenta realmente con la concentración de carbono, esta representación no coincide exactamente con los datos experimentales, pero proporciona valores aproximados que son útiles para muchos fines.

En las operaciones prácticas de cementación se requiere, normalmente, que se produzca cierta concentración

Distancia bajo la superficie en cm mínima de carbono a una profundidad dada.

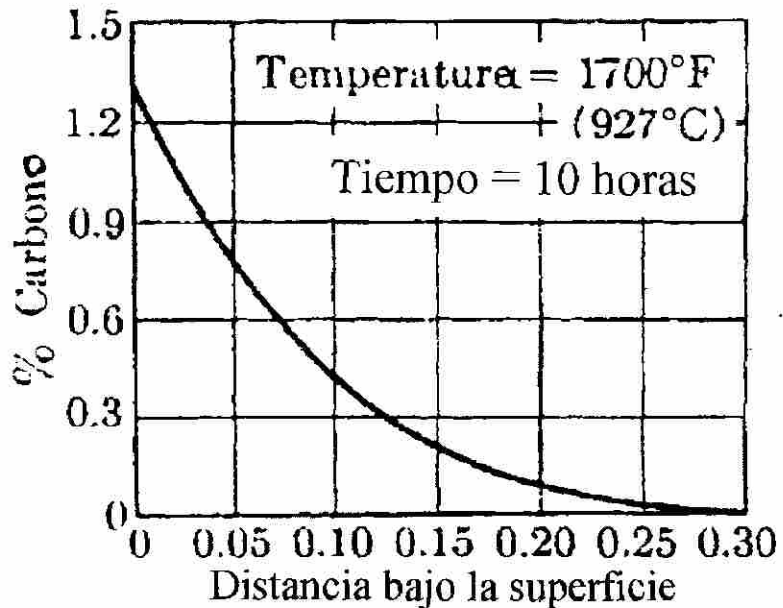


Figura 5.3.4 Penetración del carbono durante la carburización

De la forma de la variable  $y = x / 2 \sqrt{Dt}$  se desprende que el tiempo de cementación necesario para producir contenido de carbono determinado, a la profundidad dada, aumenta con el cuadrado de la profundidad y es inversamente proporcional al coeficiente de difusión.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

*Variables que influyen en la difusión.*

El coeficiente de difusión  $D$  no es normalmente una constante. Corrientemente,  $D$  es una función de muchas variables, tales como la temperatura, la concentración y la estructura cristalina.

En un caso determinado, se supone que todas estas variables tienen valores específicos y el coeficiente de difusión es entonces, un número definido. Sin embargo, al llegar a este número es preciso, frecuentemente, considerar los efectos individuales de una o más de estas variables.

TABLA II

VALORES APROXIMADOS DE A Y Q PARA VARIOS SISTEMAS DE DIFUSIÓN

Metal difundido	Metal matriz	Do, cm <sup>2</sup> /seg	Q, calorías por mol - gramo
Carbono	Hierro γ	0,21	33.800
Carbono	Hierro α	0,0079	18.100
Hierro	Hierro α	5,8	59.700
Hierro	Hierro γ	0,58	67.900
Níquel	Hierro γ	0,5	66.000
Manganeso	Hierro γ	0,35	67.500
Cobre	Aluminio	2,0	33.900
Cinc	Cobre	0,033	38.000
Plata	Plata	0,072	45.000
Plata	(difusión en volumen)	0,14	21.500
Plata	(difusión en límite de grano)		

Temperatura. La regla empírica, por la que se sabe que la constante de difusión duplica su valor por cada 20° C (36°F) de aumento de la temperatura, nos da idea de la enorme influencia que está relacionada con la temperatura absoluta (°C +273) por la ecuación

$$D = D_0 e^{-Q/RT} \tag{5.3.15}$$

en la que Do, Q y R son independientes de la temperatura. Cuando la energía de activación Q está expresada en calorías por molécula-gramo, la constante de los gases R tiene un valor de 1,987 calorías por molécula-gramo, por grado Kelvin. El factor de frecuencia Do está relacionado con frecuencia de vibración de los átomos que se difunden, mientras Q representa la medida de la barrera de energía que tiende a impedir que se produzca la difusión. En la Tabla II se dan valores de Do y Q para la determinación de un coeficiente de difusión aproximado en varios sistemas binarios.

*Concentración.*

Dado que en la práctica es corriente suponer, por conveniencia matemática, que el coeficiente de difusión es independiente de la concentración, es útil conocer el error que se introduce con esta hipótesis. En algunos sistemas D varía en gran medida con la concentración, por ejemplo, en las aleaciones oro-níquel en las que la variación está dada por un factor de multiplicación cien.



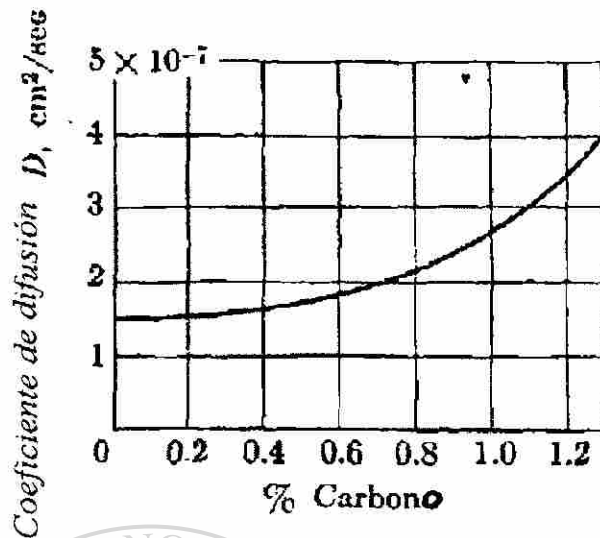


FIG. 5.3.6 Variación con la concentración, del coeficiente de difusión del carbono en el hierro a 927° C (1700°F)

Por otro lado, la figura 5.3.6 muestra que existe sólo una variación relativamente pequeña en el coeficiente de difusión del carbono en la austenita hasta 1,3 % de C, límite de solubilidad a la temperatura en cuestión. Incluso en sistemas en los que  $D$  depende mucho de la concentración, apenas se introduce error al suponer que  $D$  es constante, siempre que se produzca la difusión en

una solución diluida o sobre un pequeño intervalo de concentraciones.

#### Estructura cristalina.

Por la importancia de la transformación alotrópica del hierro, de cúbico centrado a cúbico de caras centradas a temperaturas elevadas, se ha estudiado el efecto que produce esta transformación sobre la velocidad a la que los átomos del soluto difunden en el hierro. A una temperatura dada, estos procesos de difusión y autodifusión del hierro se producen con una rapidez que es, aproximadamente, cien veces mayor en la ferrita (cúbica centrada) que en la austenita.

Otro efecto de la estructura cristalina es la variación del coeficiente de difusión con la dirección cristalina en un monocristal del metal solvente. Tal anisotropía no se encuentra en los metales cúbicos, pero el bismuto (red espacial romboédrica) presenta una constante de autodifusión paralela al eje  $c$  aproximadamente mil veces mayor que la medida perpendicularmente a dicho eje.

#### Impurezas.

La presencia de pequeñas cantidades de metales adicionales produce, normalmente, un efecto relativamente pequeño sobre la difusión de los átomos del soluto en un metal solvente. Con frecuencia, este hecho es útil en el estudio de problemas en los que la difusión es sólo una de las variables posibles. Por ejemplo, se puede llegar a la conclusión de que, las enormes influencias de los elementos aleantes sobre la templabilidad del acero no pueden ser consecuencia de variaciones grandes de la velocidad de difusión del acero y deben atribuirse a otros factores.

#### Tamaño de grano.

Puesto que la difusión en los límites de grano es mayor que la que se produce dentro de los granos, cabe esperar que la velocidad de difusión total sea mayor en un metal de grano fino. Sin embargo, en la gama usual de tamaños de grano no es preciso tener en cuenta el tamaño de grano al efectuar los cálculos de difusión.

## Capítulo VI

### Análisis de transformación del acero en estado sólido

#### 6.1 Introducción

Análisis de trayectorias en curvas de transformación isotérmica, Curvas de enfriamiento continuo usadas en predicción de estructuras en aceros aleados enfriados al aire y varios medios de enfriamientos.

Como es bien conocido, los aceros aleados sufren cambios completos de estructuras cuando son enfriados de la condición austenítica. Con respecto a los efectos de los elementos de aleación en un grado dado, curvas de transformación (CT) son algo similar a las curvas que muestran transformación isotérmica.

Esto es porque los elementos aleantes (o combinación de ellos) retrasan la transformación, también disminuyen el coeficiente de transformación durante el enfriamiento continuo. Por ejemplo, aceros AISI 4340 y 9840 transforman lentamente bajo condiciones isotérmicas; su diagrama CT (cooling transformation) también muestra que el enfriamiento lento es necesario para que la transformación ocurra. Además, la dependencia de la formación perlítica y bainítica, en el enfriamiento en relación con la posición de la nariz del diagrama TTT de la perlita y bainita.

Perlita, es un ejemplo, del coeficiente más rápido de enfriamiento en los aceros AISI 3140 que en AISI 4140, aunque estos aceros son esencialmente similares con respecto a los efectos del coeficiente de enfriamiento de formación de bainita. Es consistente con la presencia de molibdeno en acero AISI 4140 - este retraso de transformación isotérmica de perlita pero tiene un pequeño efecto en el coeficiente de formación de bainita.

Ciertas características severas no se alteran por enfriamiento isotérmico estas pueden ser: (a) la depresión de la temperatura  $M_s$  en razón de enfriamientos lentos, (b) la temperatura de la martensita que toma lugar en el enfriamiento de la temperatura  $M_s$  alrededor de 400°F, (c) la prevalencia de bainita como un producto de transformación, (d) la extraordinaria variedad de microestructuras encontradas, y (e) la inesperada presencia de ferrita en aceros de alto carbono tal como AISI 52100.

Sin embargo, podemos acumular algunas indicaciones que influyen en la aleación durante el enfriamiento continuo según comparando la temperatura a la cual forma productos de transformación.

La tabla 6.1 lista las temperaturas a la cual produce el inicio de transformaciones emerge a 0.5 pulgadas desde el extremo enfriado del espécimen de la probeta Jominy. (esta distancia corresponde aproximadamente a un enfriamiento de una probeta de 1.5 pulgadas de diámetro sujeto a enfriamiento moderado en aceite).

Generalmente, la ferrita empieza a formarse a 1000° a 300°F, perlita de 1100° a 1250°F, bainita de 800° a 1100°F, martensita de 500° a 700°F.

### *Templabilidad y diámetro ideal*

La templabilidad en el acero es generalmente expresada en términos de “diámetro ideal”, de un redondo la cual es definida como “diámetro el cual podrá endurecer a una estructura especificada ( usualmente 99 a 50% martensita) en este centro cuando es sujeta a un enfriamiento hipotético ideal”.

Grossman desarrollo métodos para determinar diámetro ideal de los resultados de experimentos de simple enfriamiento y por el uso de tablas derivadas de la teoría del flujo del calor.

Con otros métodos, se obtuvieron considerable información concerniente a los efectos de los elementos individuales de aleación en templabilidad, desarrollo técnicas practicas para el calculo de diámetro ideal desde la composición química. Después Hollomon y Jaffe extendieron los conceptos de Grossman tomar dentro de ciertas cantidades la tendencia de los elementos de aleación a retardar la formación de la perlita o velocidad de formación de bainita superior.

### *Criterios de templabilidad*

Los parámetros que controlan la características de templabilidad son: a) composición química, b) tamaño de grano, c) tipo de refrigerante, (velocidad critica de temple) y d) tamaño de la pieza (efecto de masa)

a) Composición química.- Los elementos aleantes disminuyen la velocidad critica de temple logrando por consiguiente una transformación martensitica mas completa en la sección de la pieza.

b) Tamaño de grano.- El control en el tamaño de grano trae como consecuencia unas características físicas de dureza y resistencia de grado máximo, el rango del tamaño del grano optimo coexiste entre 5 y 8 de la norma ASTM.

c) Tipo de refrigerante.- El grado de severidad del refrigerante (H) es primordial en la eliminación de calor acumulado en la pieza este valor de H depende de la velocidad de agitación de la pieza en el medio y del tipo de refrigerante tabla 6.2

d) Tamaño de la pieza.- Esta establecido que a mayor masa de acero mayor será la cantidad de calor acumulado en este por lo que su velocidad critica de enfriamiento se vera disminuida por este factor, reduciendo la templabilidad.

Tabla 6.1 Productos de transformación

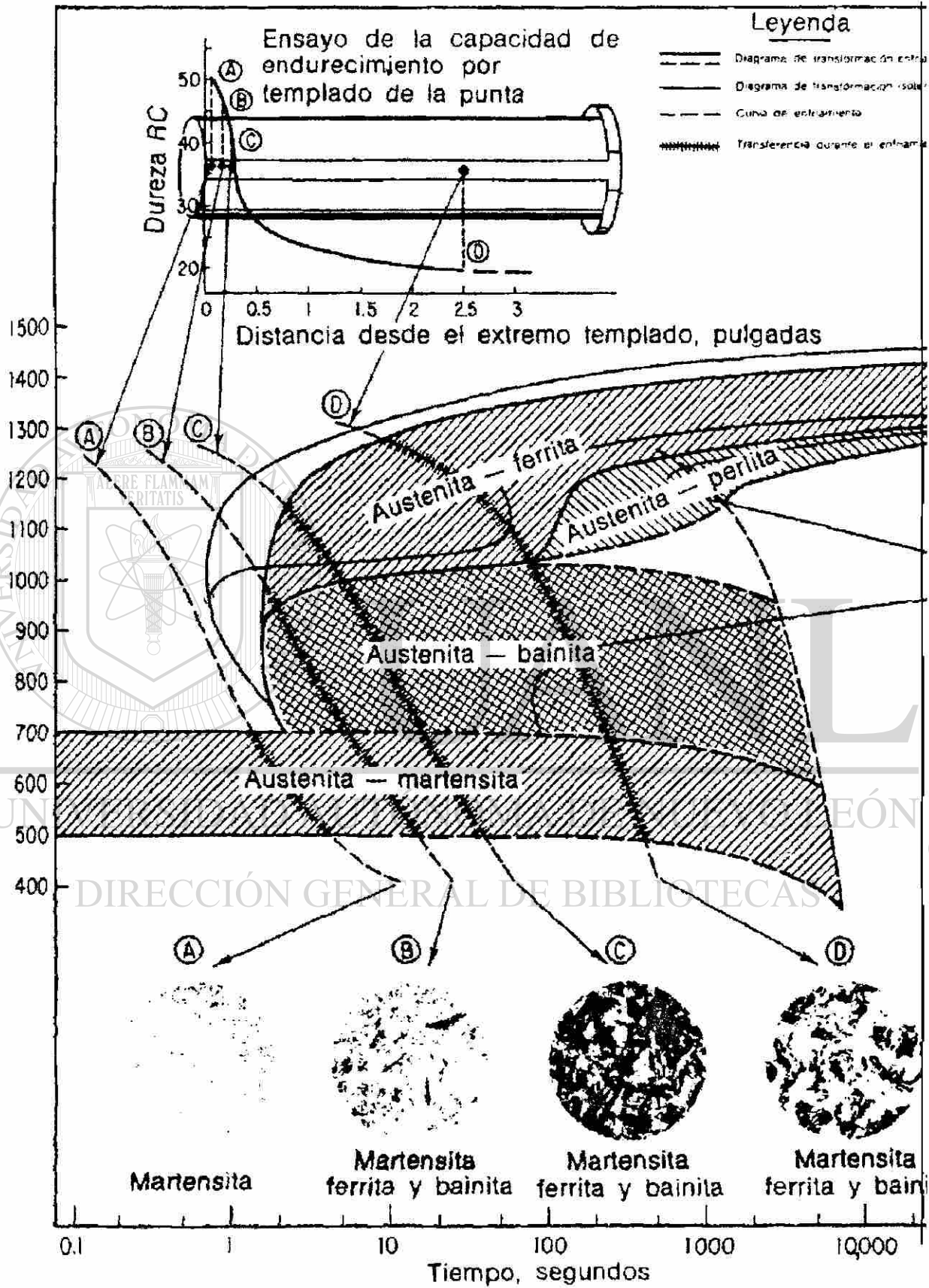
Acero	Ferrita	Perlita	Bainita	Martensita
3140	1180 F	1100 F	970 F	625 F
4024	1400	1200	1060	—
4047	1240	1100	1100	625
4140	1290	—	980	670
43BV14	1280	—	890	—
4340	890	—	—	560
4340 + Si	840	—	740	545
4640	1110	970	900	570
4815	1240	—	1000	—
5140	1250	1170	940	635
5160	1170	1100	970	535
52100	1250	1250	—	470
8620	1380	—	930	—
8640	1220	—	1060	675
86B40	1070	—	880	610
9260	1310	1190	1110	480
9840	950	—	870	610
MoB	1370	—	1190	—
S5	1480	760	1110	515
O1	1330	1130	1090	530

Tabla 6.2 H o valores de severidad de valores de temple para varias condiciones de templado

VALOR H	CONDICIÓN DE TEMPLADO
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
1.0	Pobre temple en agua -sin agitación
1.5	Muy buen temple en agua -agitación fuerte
2.0	Temple en salmuera -sin agitación
5.0	Temple en salmuera -agitación violenta
∞	Temple ideal

## 6.2 Ensayo Jominy

Correlación entre el diagrama de enfriamiento continuo y T-I con los datos del ensayo de capacidad de endurecimiento por templado de la punta para un acero del tipo 8630

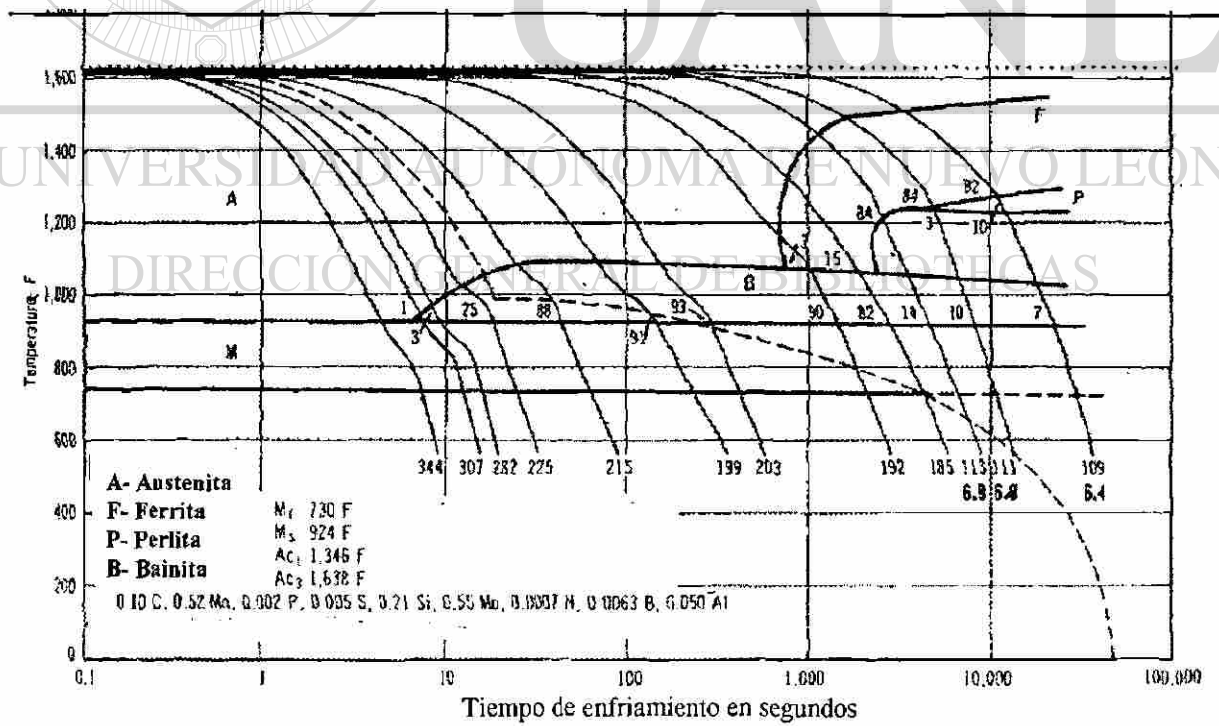
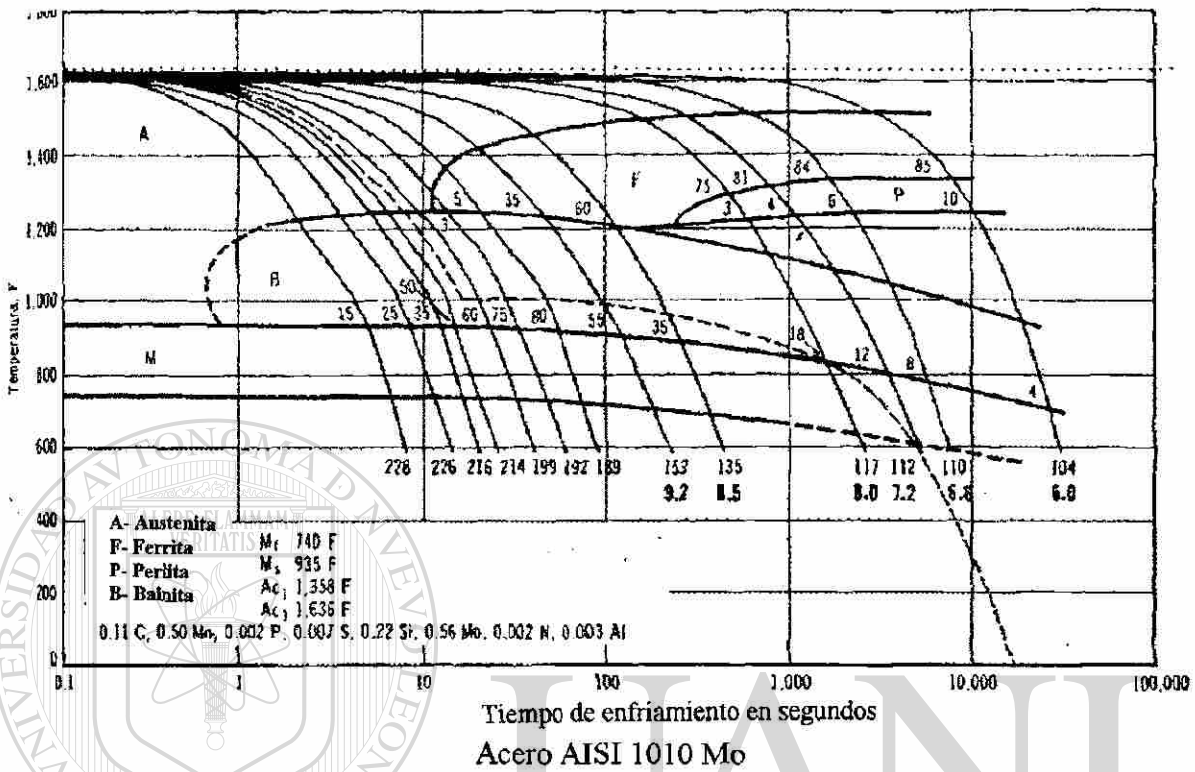


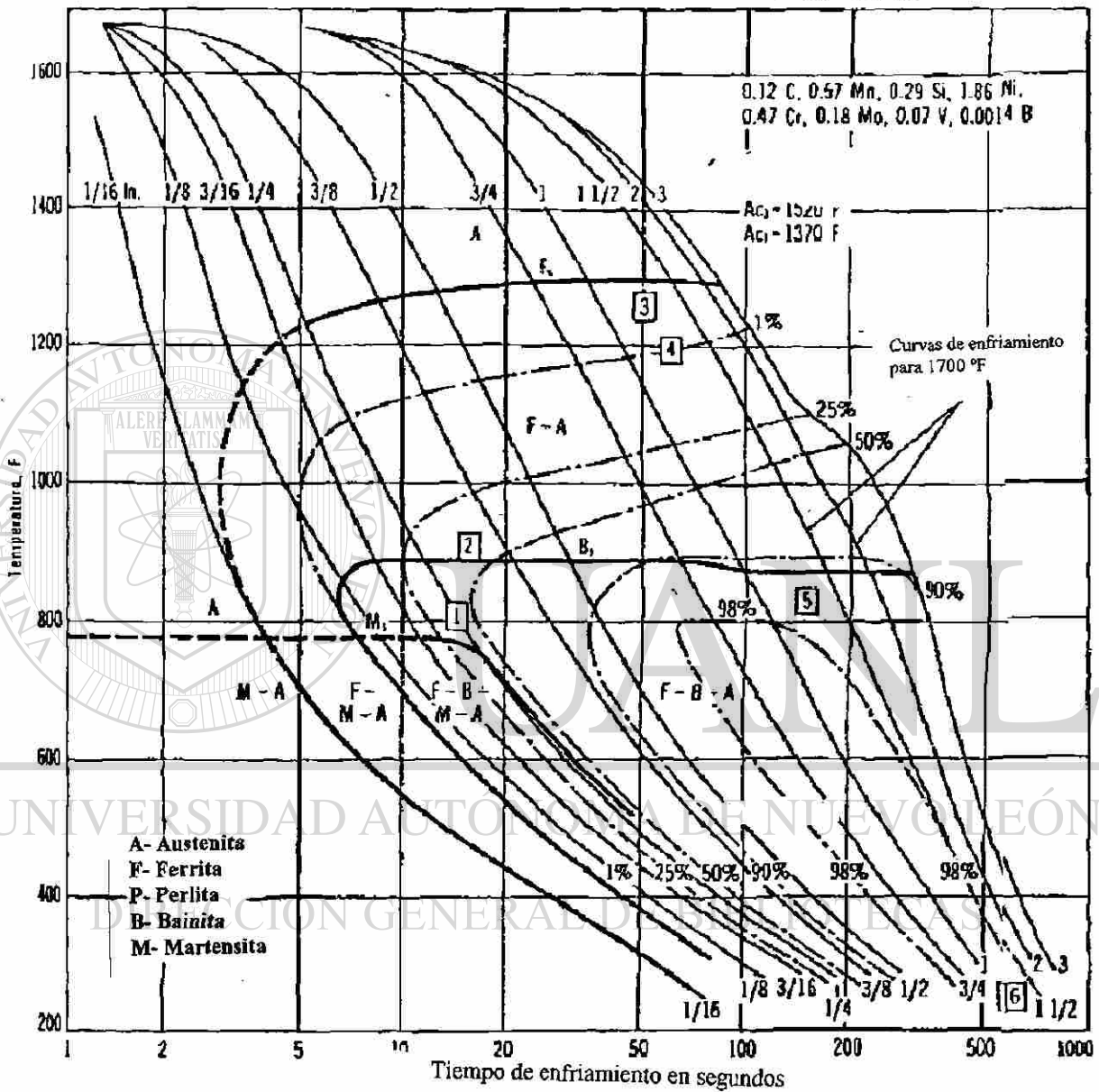
Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma



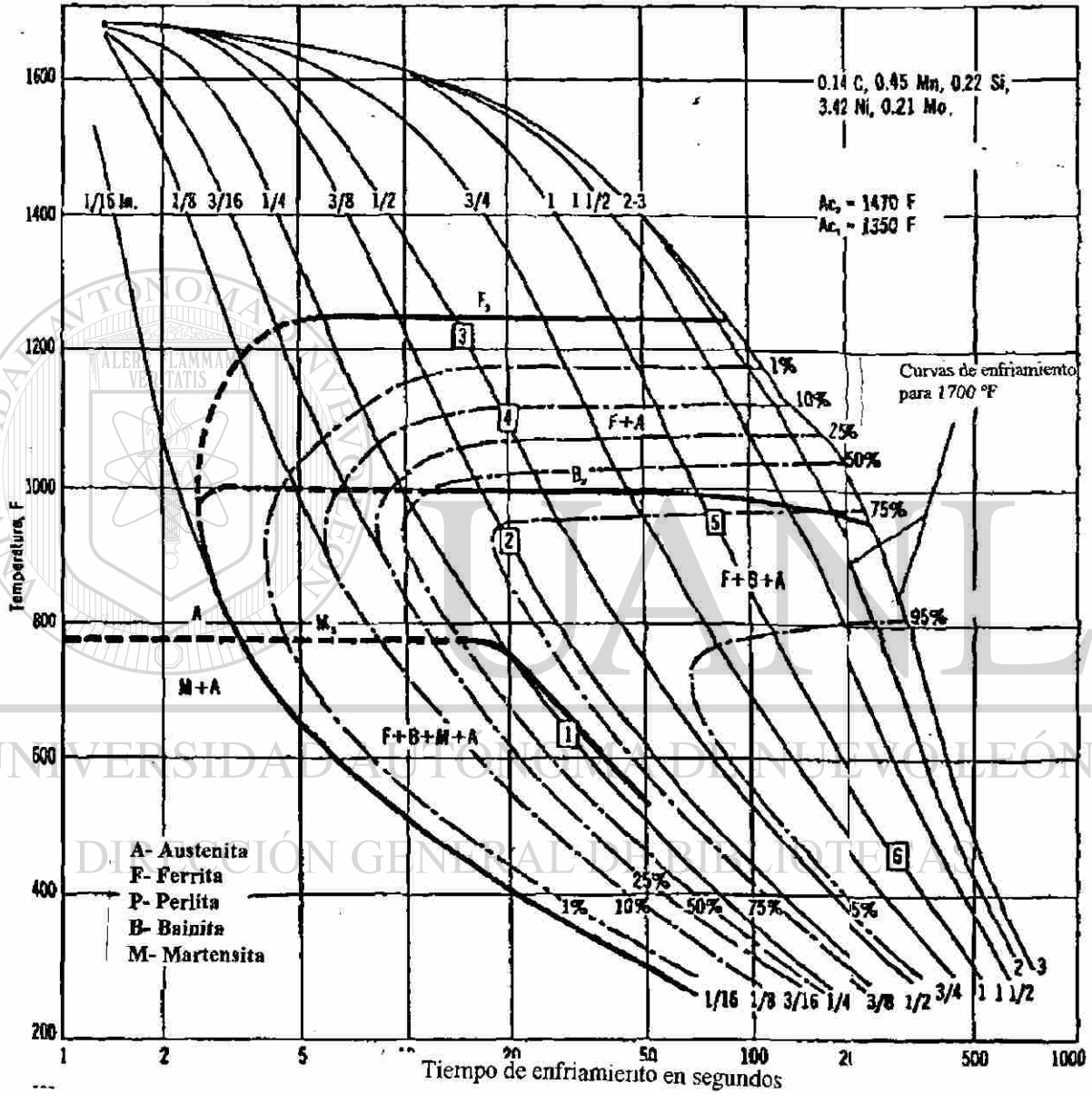
### 6.3 Curvas TTT en aceros de bajo carbono

Acero AISI 1010

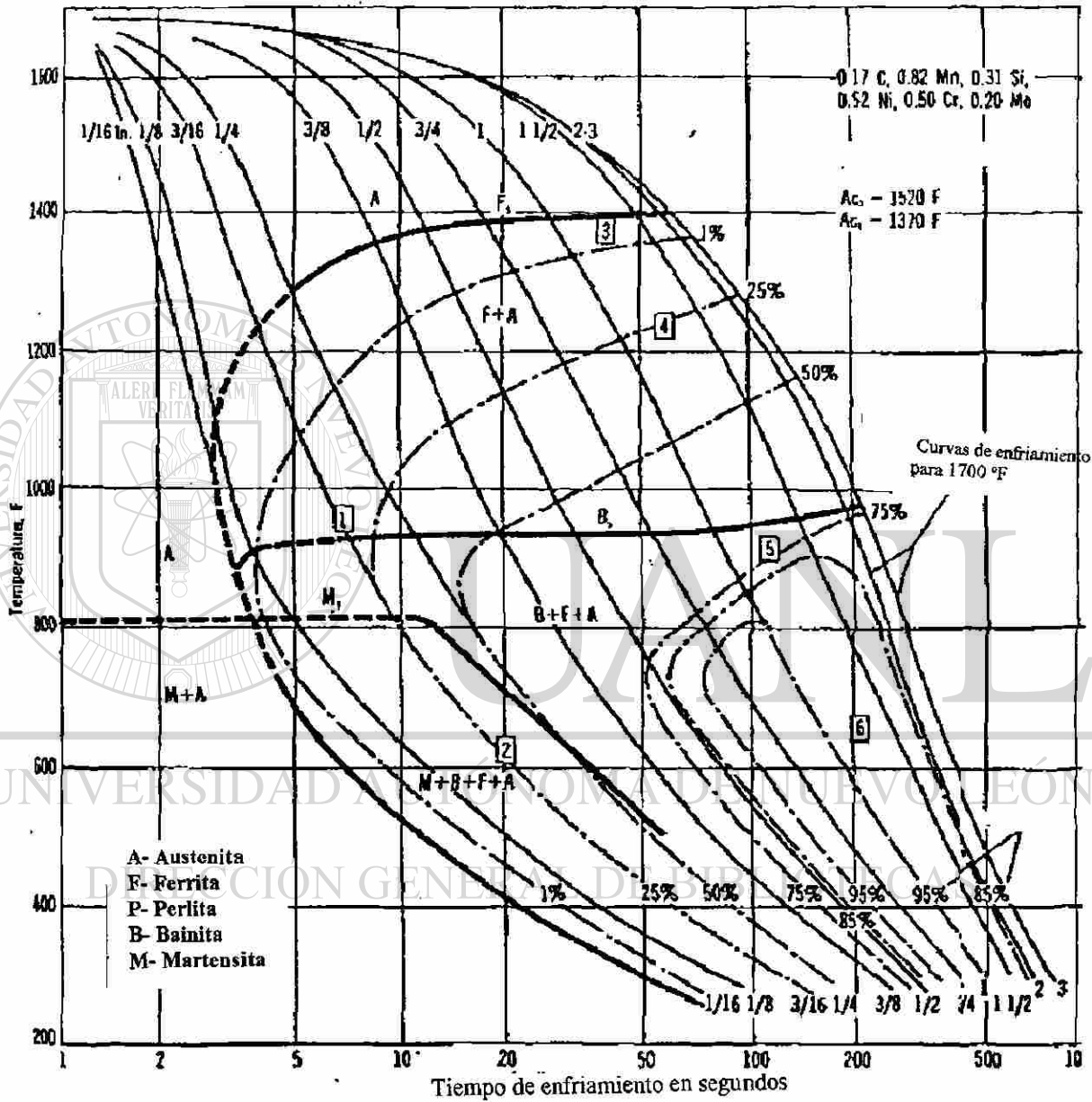




Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

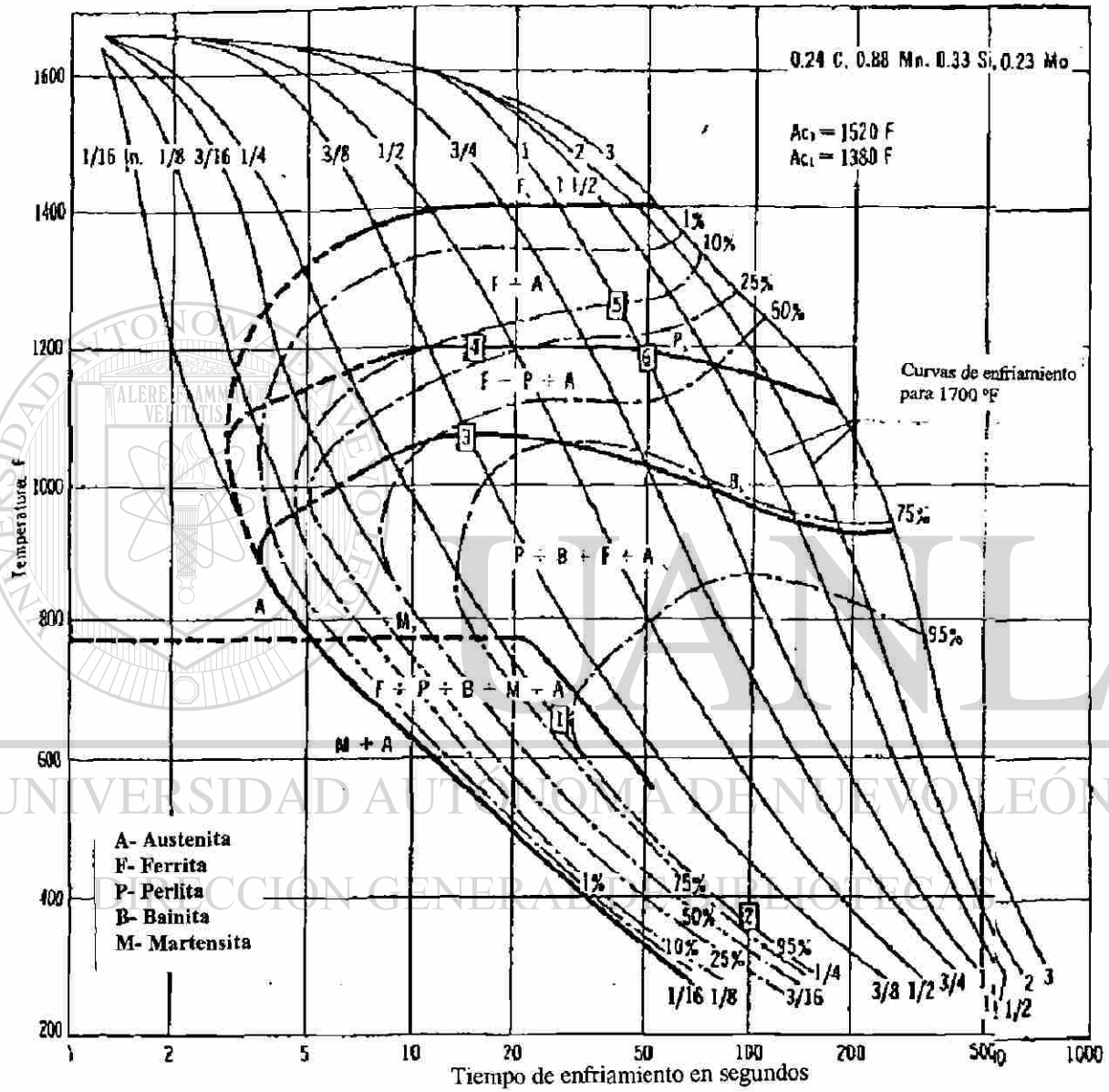


Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma



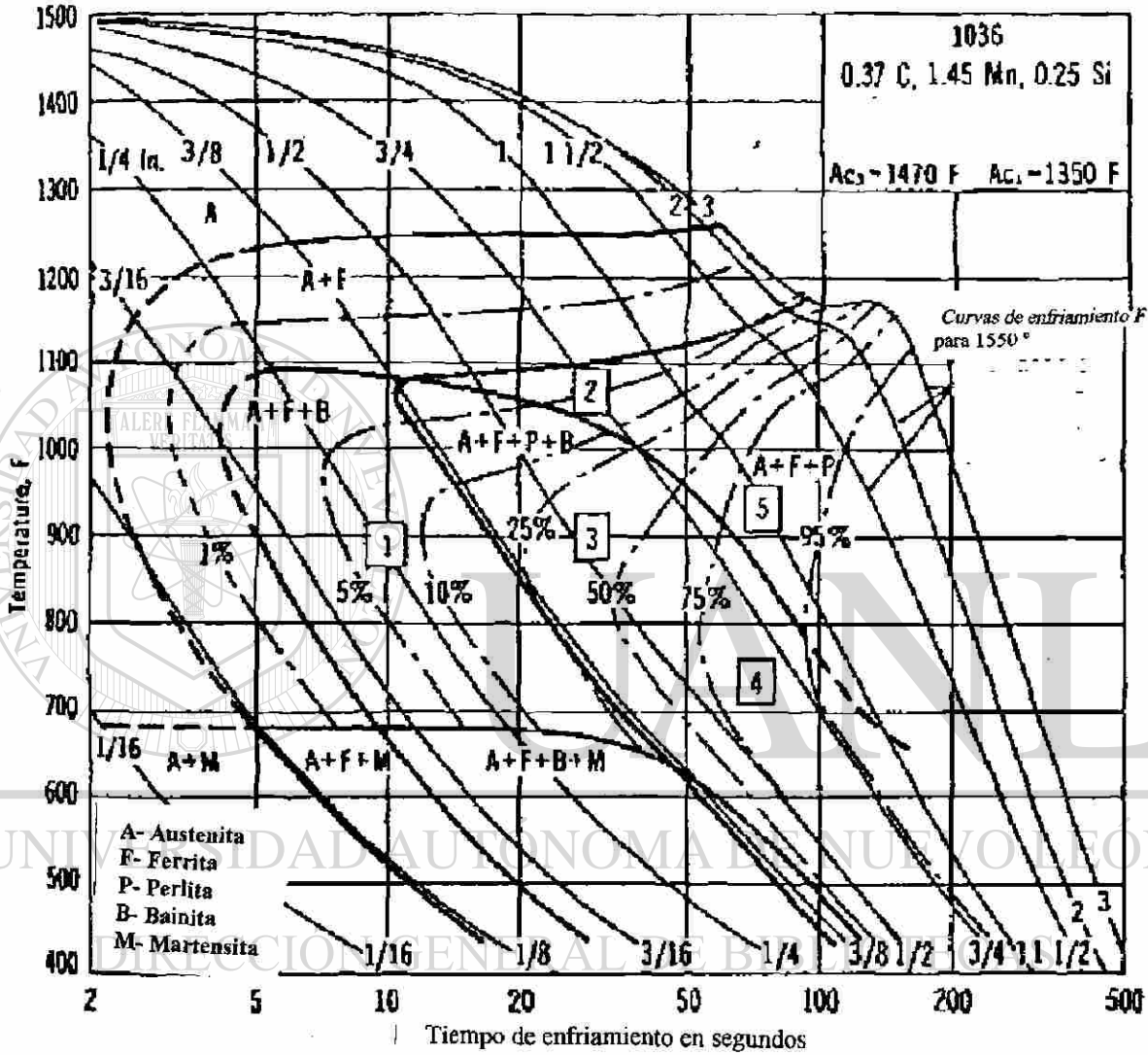
Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

### 6.4 Curvas TTT en aceros de medio carbono

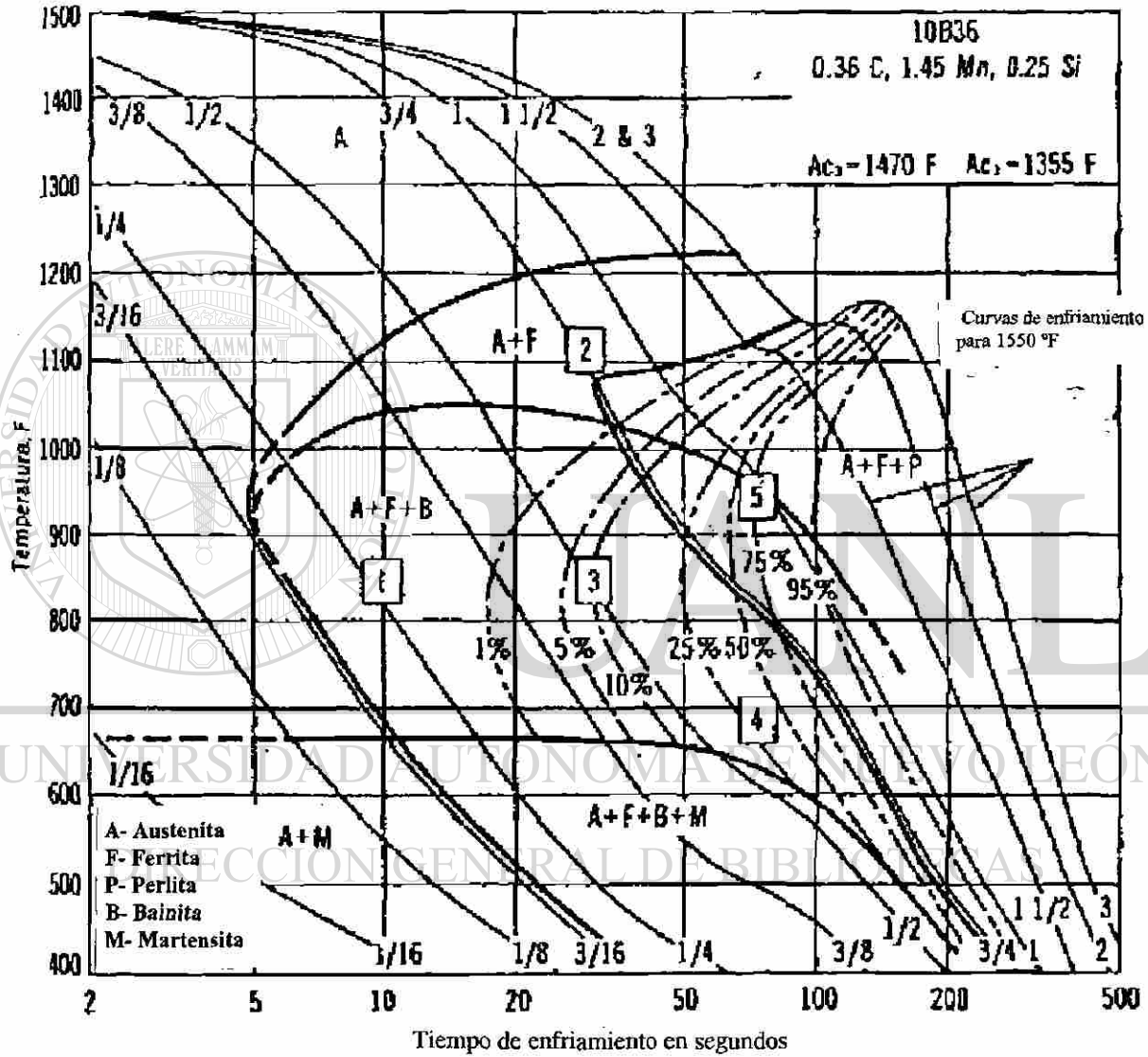


Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

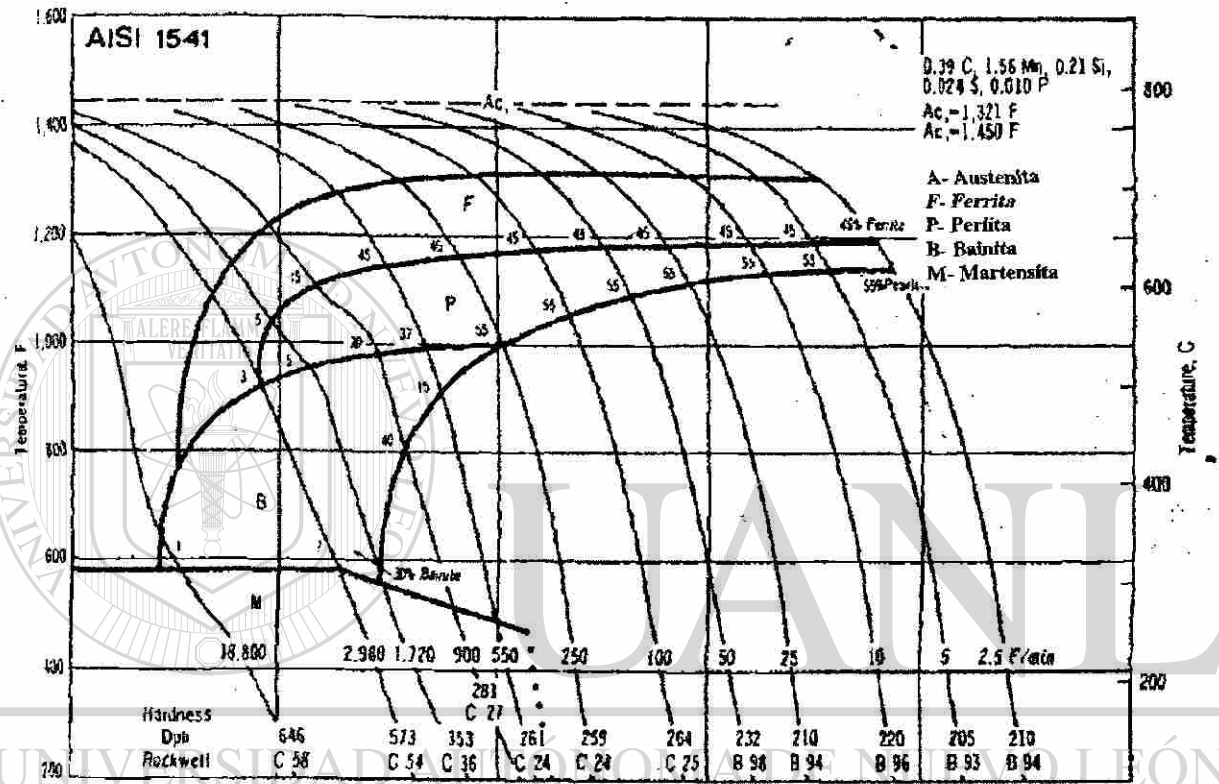




Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

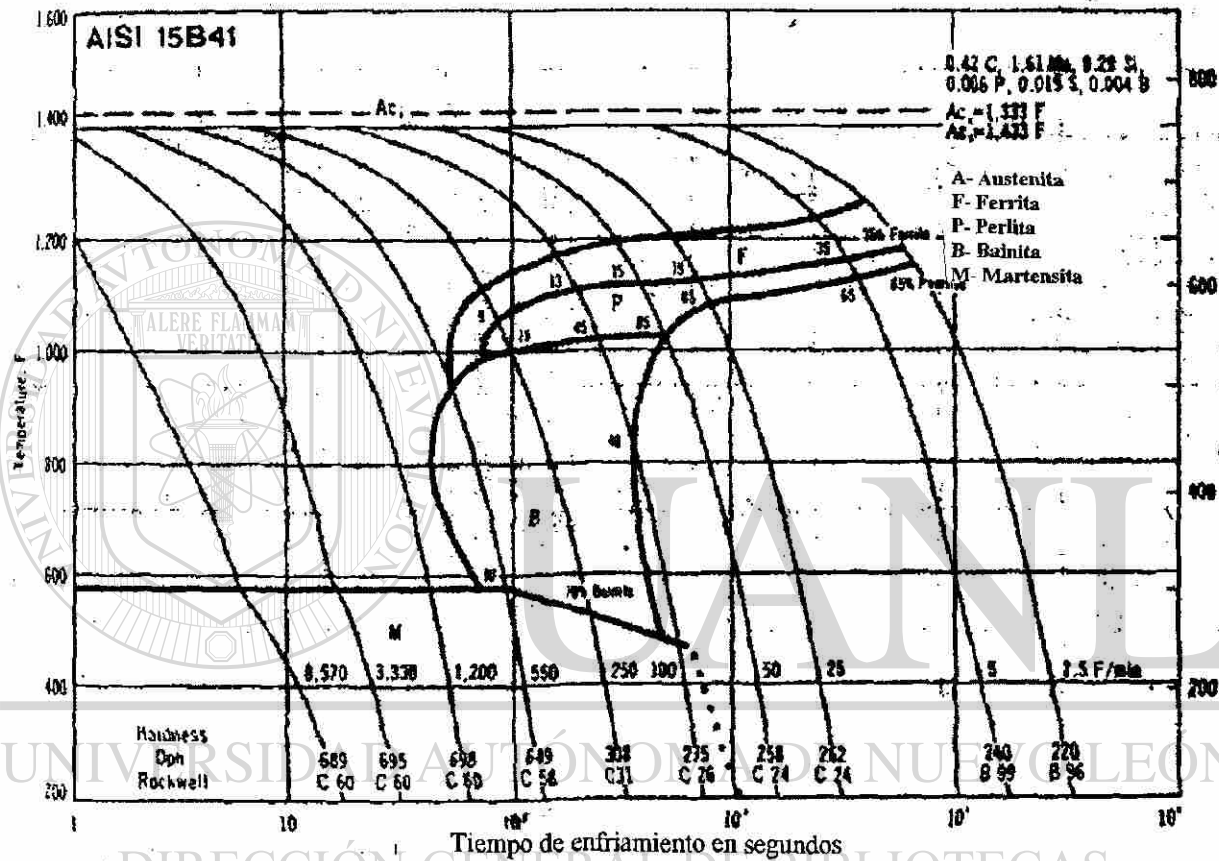


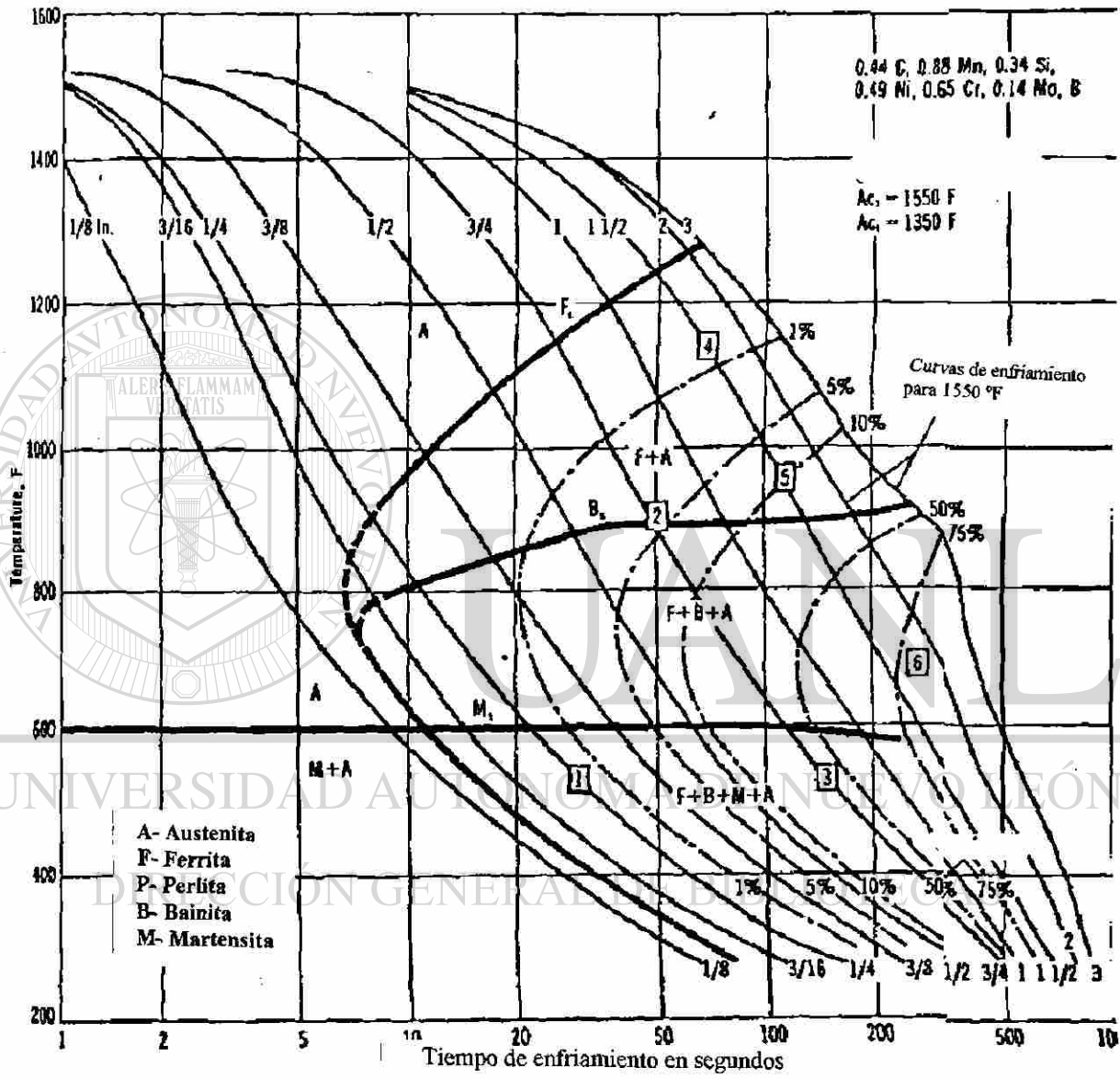
Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma



↑ Tiempo de enfriamiento en segundos

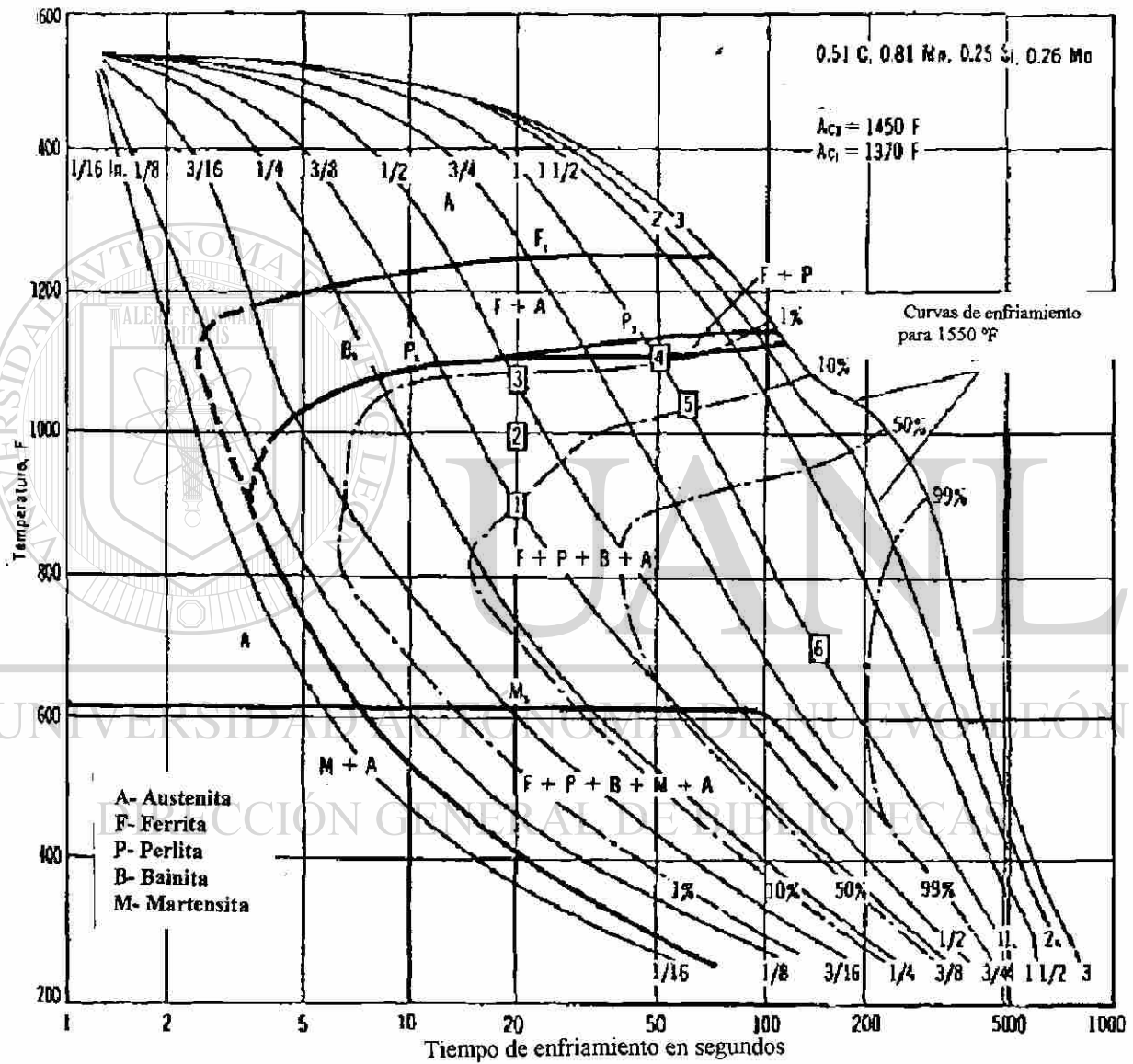
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





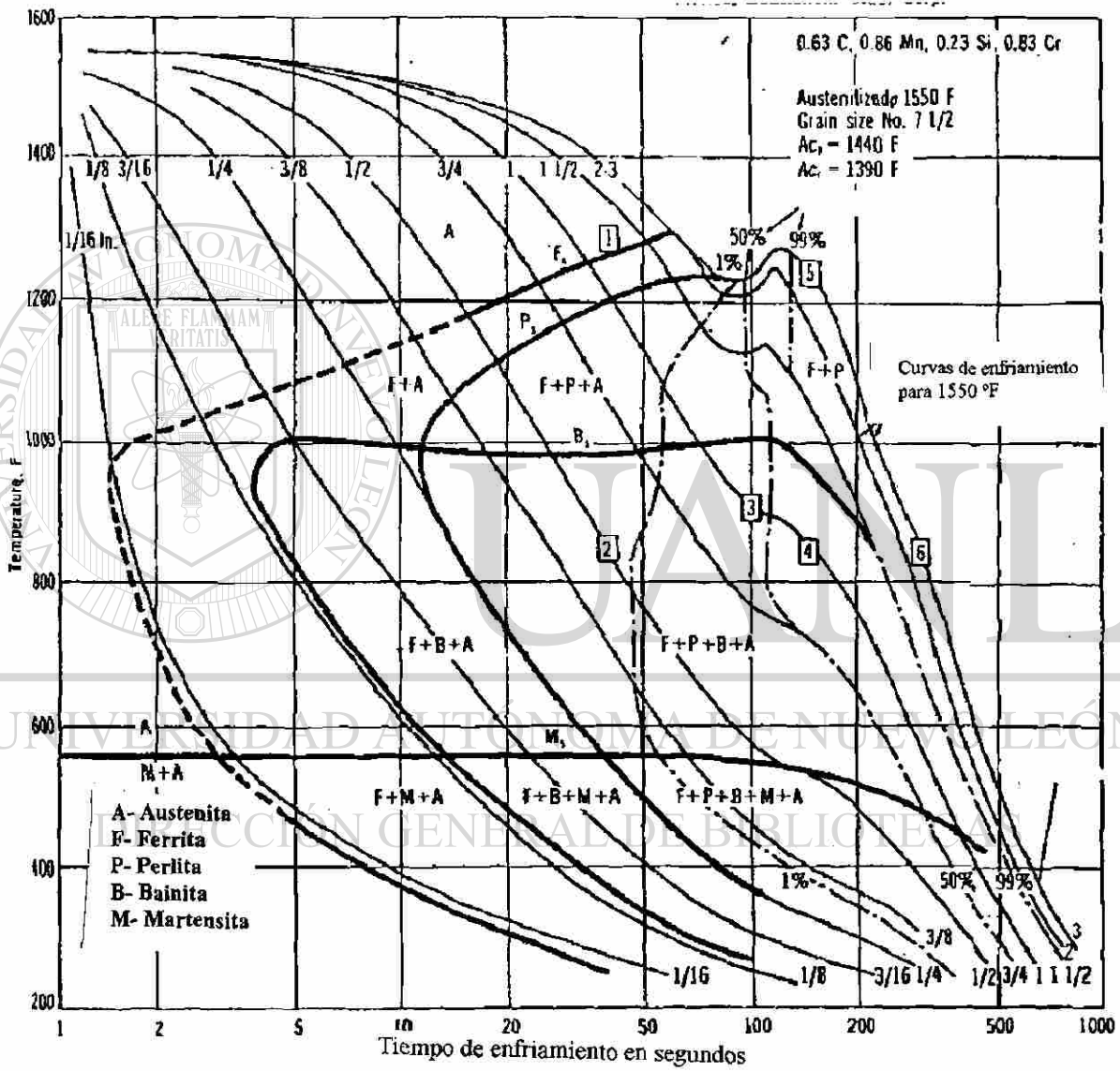
Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma



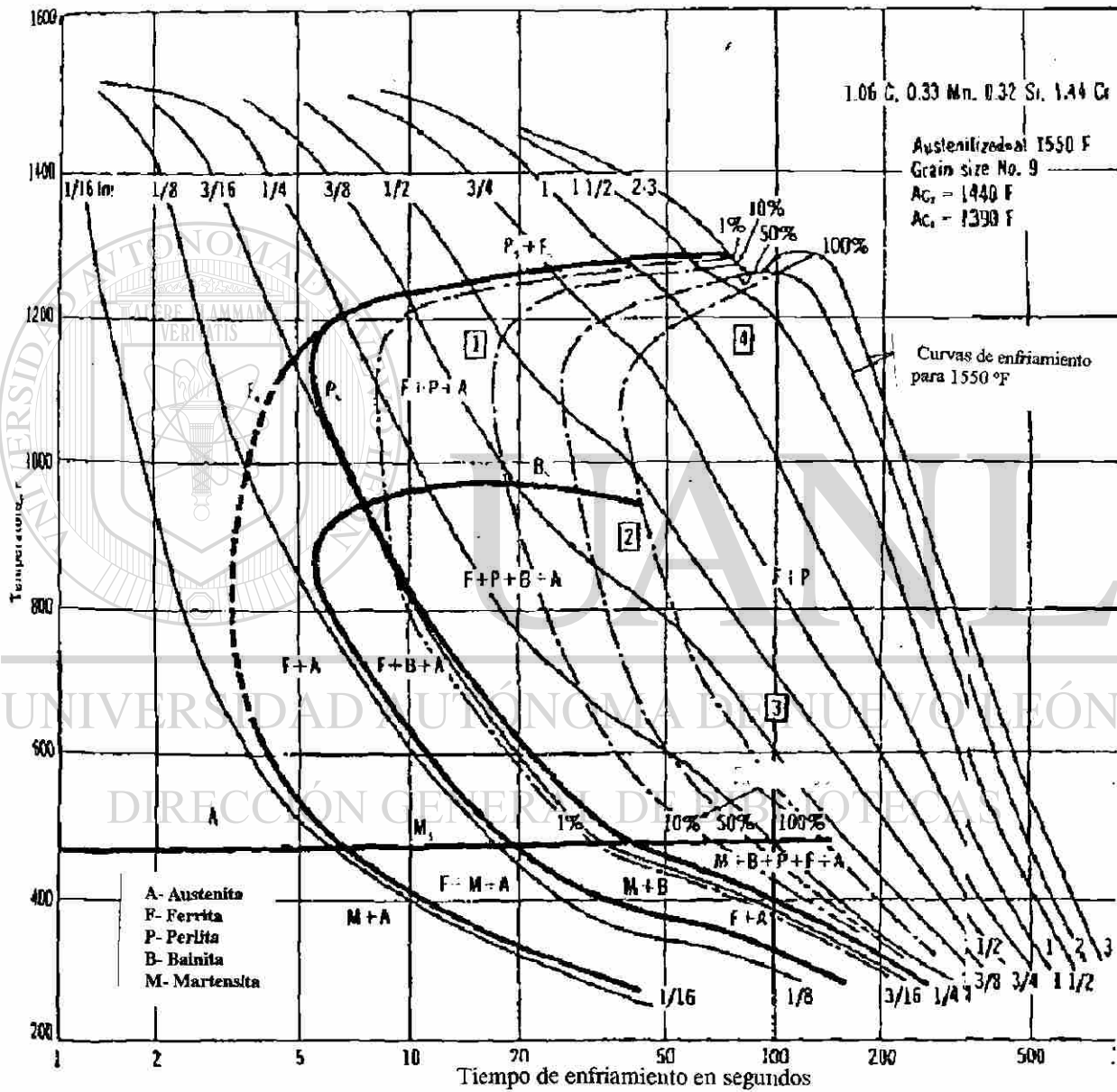


Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

### 6.5 Curvas TTT en aceros de alto carbono



Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma



Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

## Capítulo VII

### Baños de cementación

#### 7-1 Equipos para baños

Para el tratamiento térmico de los aceros; son cada día más empleados baños de sales fundidas.

Están constituidos principalmente por cantidades variables de cloruros, carbonatos, nitritos, nitratos y cianuros de sodio, potasio y bario, y se utilizan para temperaturas variables desde 150° a 1.300°C.

Unas veces, se usan como medio de enfriamiento y sustituyen con ventaja al aceite y al plomo fundido, y otras veces, en cambio, se utilizan para calentar las piezas y también para cementarlas o nitrurarlas.

Aunque aquí nos estamos refiriendo a medios de enfriamiento, y como veremos a continuación, las sales en la mayoría de los casos se usan para el calentamiento. las citamos aquí por utilizarse también algunas de ellas para enfriar.

De acuerdo con su utilización se pueden clasificar en seis grupos:

*1.° Sales que se emplean en un intervalo de temperatura comprendido entre 150° y 400°C.*

Se suelen emplear con dos fines principales: A) Para enfriar las piezas que han sido calentadas (en horno de mufla) a la temperatura de temple y que al ser enfriadas en las sales sufrirán un temple, martempering, austempering, etc., y B) para calentar durante el revenido piezas o herramientas templadas.

Para ambos usos se suelen emplear sales L-1, L-2 y L-3 de la Tabla 7.1 preparados principalmente a base de nitritos y nitratos.

Son muy utilizadas: la mezcla de 56% de nitrato potásico ( $\text{NO}_3\text{K}$ ) y 44% de nitrito sódico ( $\text{NO}_2\text{NA}$ ), que funde a 147°C y puede utilizarse desde 160°C, y la mezcla de 51.3% de nitrato potásico y 48.7% de nitrato sódico ( $\text{NO}_3\text{Na}$ ), que funde a 217° y puede usarse desde 245°C.

Tabla 7.I  
Temperatura de fusión de diversas sales

SALES	Temperatura de fusión	SALES	Temperatura de fusión
Cloruro bórico	961°	Cianuro sódico	563°
Carbonato potásico	890°	Hidróxido potásico	379°
Fluoruro potásico	879°	Nitrato potásico	332°
Carbonato sódico	851°	Hidróxido sódico	317°
Cloruro sódico	804°	Nitrato sódico	307°
Cloruro potásico	775°	Nitrito potásico	296°
Cloruro cálcico	773°	Nitrito sódico	271°
Cianuro potásico	634°	Nitrato de litio	254°

2. ° *Para calentar durante el revenido de herramientas y piezas a temperaturas comprendidas entre los 400° y 600°C ó para enfriamiento, en tratamientos isotermicos, se suelen emplear sales L-4 y L-5, constituidas generalmente a base de cloruro sódico, cloruro cálcico, cloruro bórico, carbonato sódico, etc.*

3. ° *Sales que se emplean para el calentamiento en el temple de herramientas, en el intervalo de 700° - 950°C.* Para ese tratamiento se emplean sales del tipo Y de la tabla 7.I, constituida principalmente a base de cloruro bórico, cloruro potásico, cloruro sódico y cloruro cálcico, cuyo fin principal es evitar la descarburación de las herramientas durante el tiempo que dura el calentamiento. Como durante el proceso el trabajo suele modificar la composición del baño, de vez en cuando se añaden pequeñas cantidades de una sal rectificadora, utilizándose para este fin borax, cianuro sodico o carburo cálcico.

Estas sales son parecidas a las del grupo 2. °, pero el contenido en cloruro bórico (50 a 60%) es mas elevado. A veces tambien se suelen preparar estas sales con pequeños contenidos de fluoruro sódico y carburo de silicio, inferiores siempre a 5%.

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

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

6. ° *Sales para el calentamiento en el temple de acero rápido y de alta aleación del tipo H (Tabla 7.I).* Estas sales que se utilizan a temperaturas muy elevadas de 1.000° a 1.300°C, suelen estar constituidas principalmente por cloruro bórico (95% aproximadamente) y pequeños porcentajes de cloruro sódico.

Para evitar que con el uso se vuelvan descarburantes, se les añade periódicamente pequeñas cantidades de sílice, SiO<sub>2</sub>, en polvo. A veces estas sales se preparan también con pequeñas cantidades de fluoruro cálcico, sílice bióxido de titanio, en cantidades inferiores siempre a 5%



TABLA 7.II

Designación	PORCENTAJE EN PESO										Temperatura de fusión	Zona de temperatura de uso recomendable		
	NaCl Cloruro sódico	KCl Cloruro potásico	BaCl <sub>2</sub> Cloruro bárico	NaNO <sub>2</sub> Nitrato sódico	NaNO <sub>3</sub> Nitrato sódico	KNO <sub>3</sub> Nitrato potásico	CaCl <sub>2</sub> Cloruro caílico	NaCN Cianuro sódico	Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> Carbonato sódico	KCN Cianuro potásico				
L-1	—	—	—	—	40 30	50 60	—	—	—	—	—	140	160	650
L-2	—	—	—	40 50	—	50 60	—	—	—	—	—	220	260	630
L-3	—	—	—	98 min	—	—	—	—	—	—	—	370	400	650
L-4	30 40	—	—	—	—	—	—	15 40	30 50	—	—	549	620	815
L-5	15 25	—	25 35	—	—	—	45 55	—	—	—	—	480	510	760
I-1	45 55	45 55	—	—	—	—	—	—	—	—	—	675	735	898
I-2	15 25	20 30	50 60	—	—	—	—	—	—	—	—	595	675	925
I-3	20 30	—	70 80	—	—	—	—	—	—	—	—	705	760	925
I-4	10 20	—	80 90	—	—	—	—	—	—	—	—	780	815	1065
H-1	—	—	98 min	—	—	—	—	—	—	—	—	980	1035	1340
H-2	4 F	—	92 96	—	—	—	—	—	—	—	—	870	955	1260
C-1	4 max	—	—	—	—	—	—	96 min	4 max	—	—	620	785	955
C-2	—	—	—	—	—	—	—	—	4 max	86 min	—	620	785	955
C-3	—	5 10	40 50	—	—	—	—	35 40	—	—	—	620	840	955
C-4	15 25	—	—	—	—	—	—	45 50	20 30	(BaCO <sub>3</sub> )	—	620	815	955
C-5	20 30	—	15 25	—	—	—	—	30 40	20 30	—	—	620	785	855
C-6	10 15	—	—	—	—	—	—	70 80	10 15	—	—	620	815	955
C-7	15 25	—	—	—	—	—	—	60 70	15 25	—	—	620	815	955
C-8	40 50	—	—	—	—	—	—	40 50	5 10	—	—	620	815	955
C-9	—	60 70	—	—	—	—	—	30 40	—	—	—	495	525	675
C-10	—	—	—	—	—	—	—	55 65	—	35 45	—	495	525	675

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

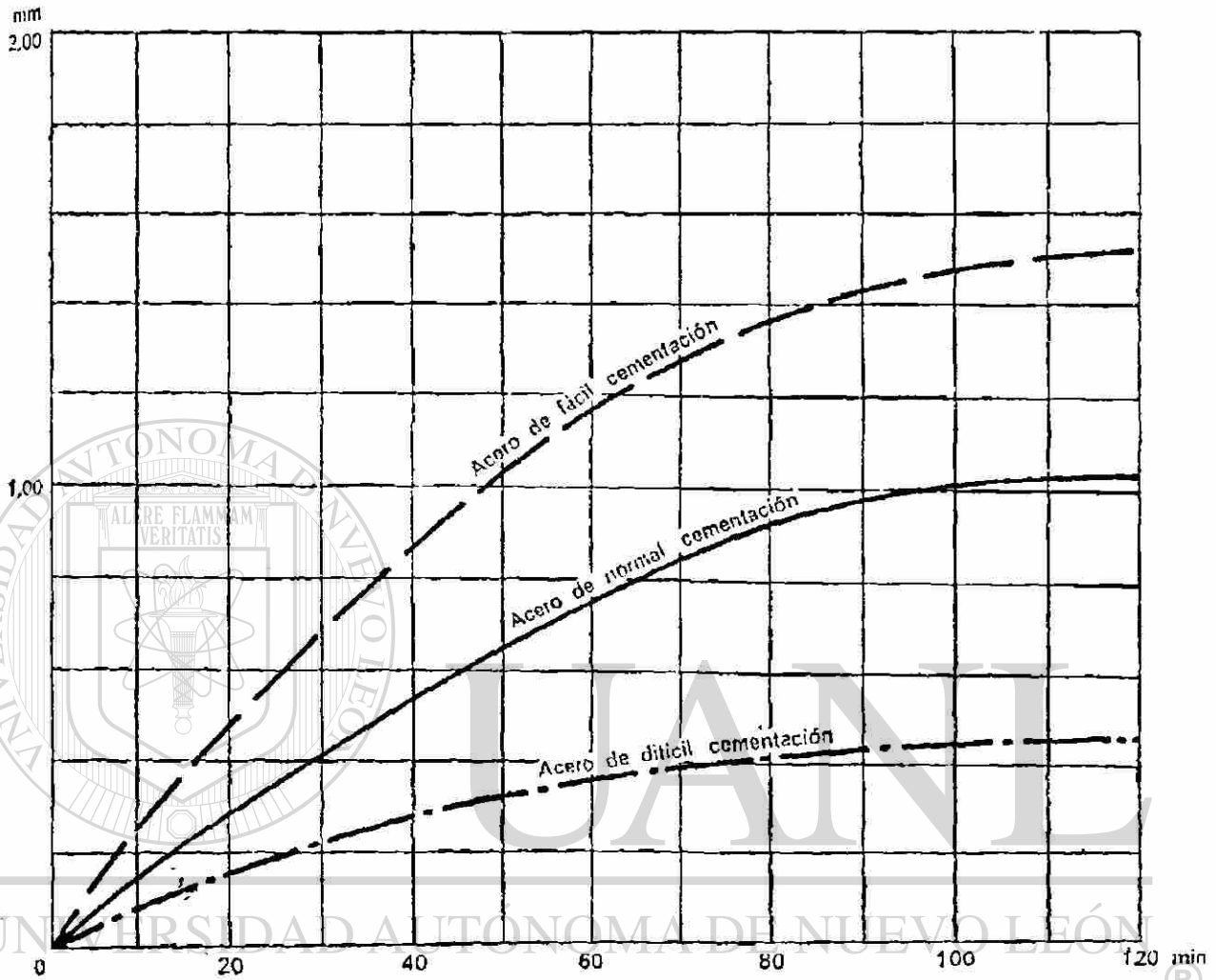


Figura 7.1.1 Gráfico indicando las profundidades logradas en sales de cementación sin activadores

*Baño (1)*

Sal de cementación ligeramente activada, con porcentaje medio de cianuro (25 a 30%).

Características:

Zona de trabajo	650 a 950 °C
Peso específico	1.4
Calor específico	0.28
Potencia calorífica por litros y °C	0.40
Profundidad hasta	0.60 mm.
Toxicidad	Elevada: contiene cianuro

*Baño (2).*

Sales de cementación profunda con bajo contenido de CNNa (8-10%), altamente activadas y reguladas.

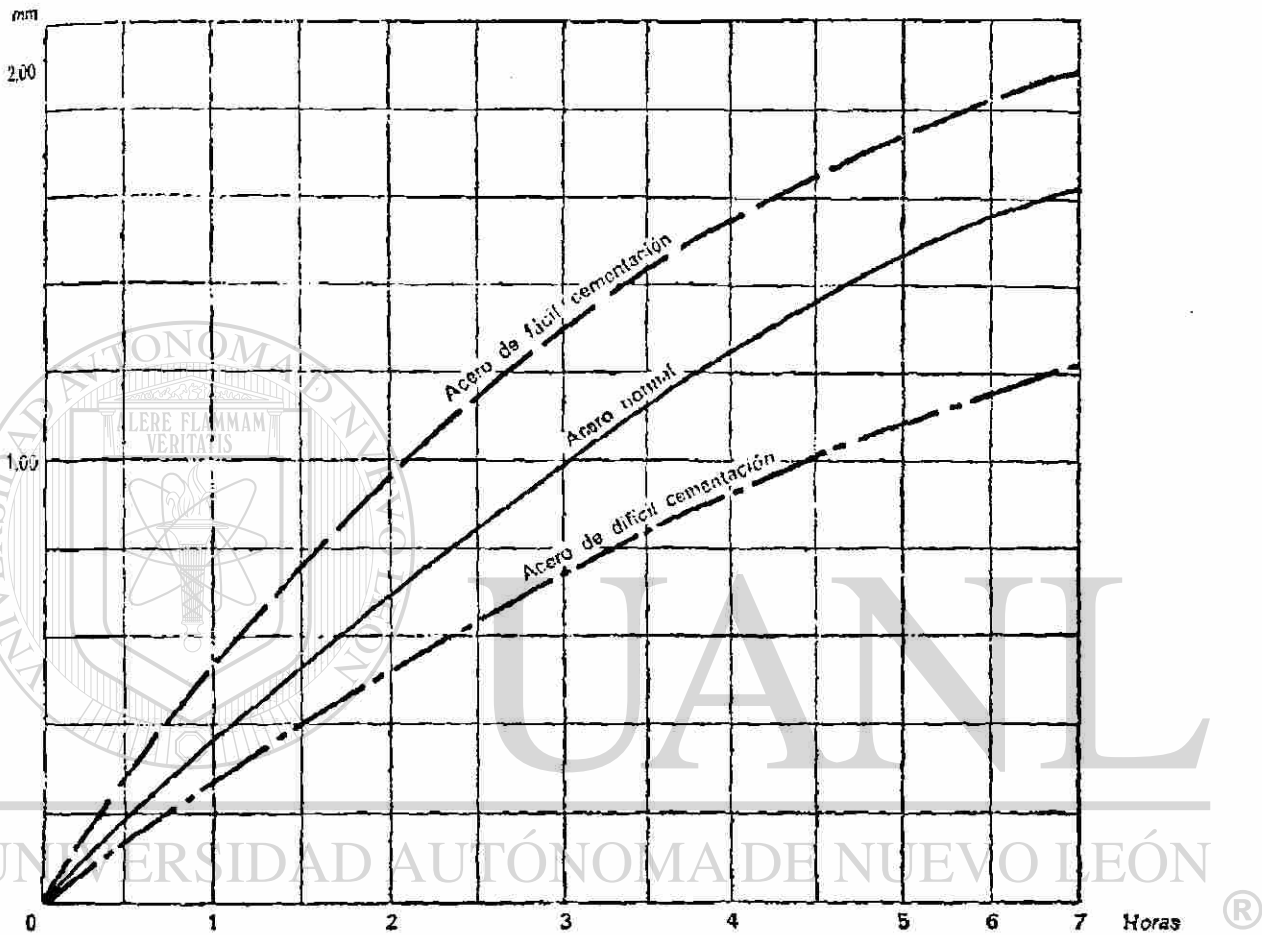


Figura 7.1.2 Gráfico indicando las profundidades logradas con sales de cementación activadas

Características:

Zona de trabajo	40 a 940 °C
Peso específico	2.5
Calor específico	0.17
Potencia calorífica por litros y °C	0.44
Profundidad hasta	2 mm. y más
Toxicidad	Elevada: contiene cianuro

### 7.3 Determinación de concentración del baño

#### *Realización del análisis de los baños con contenidos de CNNa*

Para la realización del análisis o valoración del contenido de cianuro de los baños, son necesarios los siguientes reactivos e instrumental:

#### *Reactivos*

- 1.º Solución de plata, de la siguiente composición:  
13.04 gr. de nitrato de plata químicamente puro, disueltos en un litro de agua destilada.  
El frasco será de color ámbar para evitar la descomposición.
- 2.º Solución indicadora de la siguiente composición:  
En 800 cm<sup>3</sup> de agua destilada son disueltos 100 gr. de sosa cáustica y 6 gr. de yoduro potásico. Aparte se disuelven 15 gr. de acetato de plomo en 200 cm<sup>3</sup> de agua destilada, estas dos soluciones así preparadas son mezcladas, formando un total de 1000 cm<sup>3</sup> de solución indicadora. El frasco será de color ámbar, para evitar la descomposición.

#### *Instrumental*

- Unas balanzas que se puedan pesar un gramo con precisión..
- Dos frascos Elenmeyer de 250 cm<sup>3</sup>.
- Una bureta graduada de 50 cm<sup>3</sup> y soporte.
- Un embudo de vidrio.
- Un papel de filtrar.
- Un juego de mortero de porcelana.
- Una espátula.
- Un pincelito de nylon

#### *Forma de realizar el análisis*

Con una varilla de hierro bien seca, se introduce en el baño con la finalidad de sacar una parte de las sales fundidas que se adhieren a la varilla.

Una vez frías se proceden a molerlas con la ayuda del mortero hasta lograr que queden bien pulverizadas.

#### *Pesar un gramo exactamente.*

Verter esta muestra de sales así pasada en un frasco Elenmeyer, añadiendo unos 30 cm<sup>3</sup> de agua (mejor destilada); con ayuda de una varilla de cristal agitar la solución hasta que las sales se hayan disuelto completamente, seguidamente verter de 2 a 3 cm<sup>3</sup> aproximadamente de *Solución indicadora*.

#### *Proceder al filtrado*

La probeta graduada se rellenara de *solución de plata*, hasta lograr los 50 cm<sup>3</sup> exactamente.

La solución filtrada se colocara debajo de la bureta, dejando paso a la *solución de plata*, hasta que se forme un precipitado amarillo - verdoso . En este punto se cerrara inmediatamente el paso de la solución de plata.

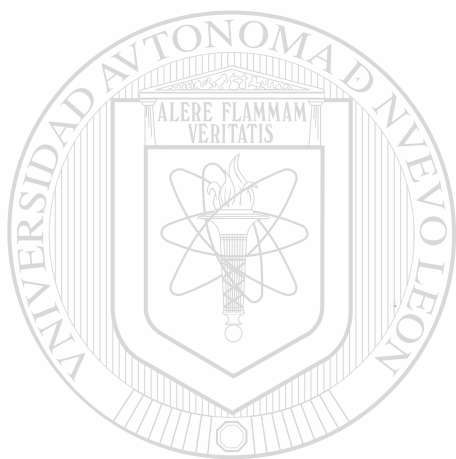
### Resultado del análisis

Tantos  $\text{cm}^3$  de solución de plata, gastados hasta el momento de iniciarse el precipitado, indican precisamente el tanto por ciento de cianuro contenido en el baño analizado.

### *Ejemplo*

7  $\text{cm}^3$  de solución de plata gastada, indicará un 7% de CNNa.

Una vez terminado el análisis se recuperará la solución de plata que quede en la bureta, procediendo a enjuagar con agua todo el vidrio y limpiando meticulosamente el platillo de la balanza.



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





## Capítulo VIII

### Características Mecánicas de las piezas cementadas

#### 8.1 Introducción

*Capa cementada* Se da el nombre de capa cementada a la zona que después de la cementación queda con el contenido de carbono superior a la del acero. Generalmente recibe el nombre de *capa dura* la zona superficial que después del último tratamiento queda con una dureza superior a 700 Vicker, y que suele corresponder a la zona cuyo porcentaje de carbono es superior a 0.50% de C aproximadamente.

A veces se suelen presentar dudas en la determinación de la capa dura, porque al emplearse diferentes máquinas para el ensayo de dureza y diferentes cargas de ensayo se obtienen diferentes resultados. Mas adelante explicaremos con detalles los mejores métodos para determinar el espesor de la capa dura.

Los espesores de las capas que normalmente se emplean en las piezas de máquinas y motores, se pueden clasificar en tres grupos:

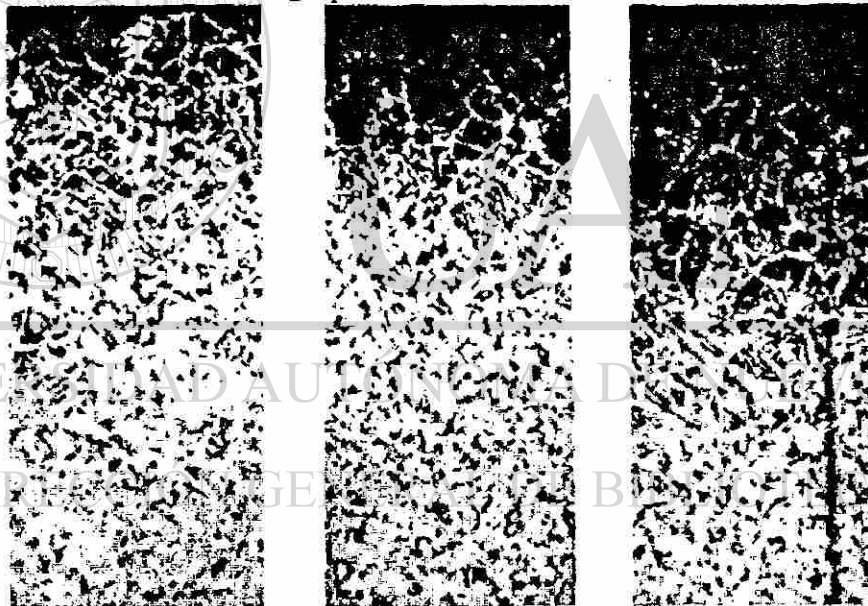


Figura 8.1.1 Diferentes espesores de capa cementada correspondientes a un acero al carbono de  $C = 0.11\%$

1.º *Capas delgadas con menos de 0.50 mm de espesor de cementación.* Estas profundidades de cementación se utilizan para pequeñas piezas de acero al carbono, endurecidas generalmente con sales de cianuro y templadas directamente desde la temperatura de cementación

Estas piezas suelen utilizarse siempre sin rectificado posterior

2.º *Capas medias de 0.50 a 1.50 mm.* Estos espesores son mas corrientes para la mayoría de las piezas que se utilizan en la fabricación de máquinas y motores. Se pueden obtener empleando cementantes sólidos, líquidos o gaseosos, con aceros al carbono débilmente aleados o de alta aleación.

3.º *Capas de gran espesor, superiores a 150 mm.* Son obtenidas generalmente por cementación con materias sólidas y con cementantes gaseosos y algunas veces, aunque mas raramente, con cementantes líquidos. Las chapas de blindajes, que suelen fabricarse con capas cementadas superiores a 3 mm, suelen ser cementadas con gases.

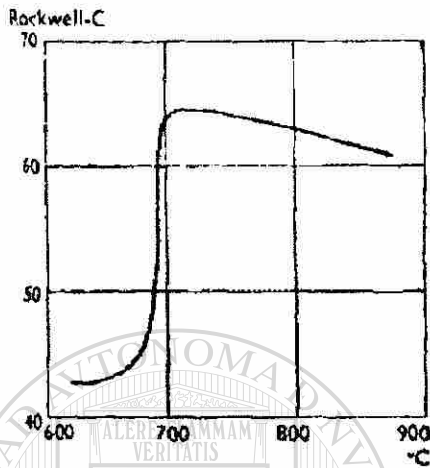


Figura 8.1.2 Influencia de la temperatura en la dureza de la capa cementada de acero de cementación cromo níquel de la siguiente composición C = 0.08% Cr = 0.76% y Ni = 3.10%

Con este tratamiento se uniformiza bastante el contenido en carbono de la capa periférica y se evitan posibles desconchamientos en las piezas cementadas.

Cualquiera sea el proceso que se emplee, no conviene en general que el contenido de carbono de la capa cementada pase de 1 % y debe procurarse que la parte periférica de la pieza, después de rectificadas quede aproximadamente con 0.80 a 0.90 % de carbono, con lo que se obtiene en el temple durezas de 62 a 65 Rockwell-C.

Que es aproximadamente el límite de dureza en que la lima ya no marca el acero.

Cuando el contenido en carbono de la zona periférica es superior a la composición eutéctica de 0.90% de carbono, suelen aparecer redes de cementita o de carburos muy marcadas, que pueden hacer frágil la capa cementada y con tendencia a descascarillarse.

En estos casos conviene dar a las piezas después de la cementación un recocido de difusión a 800 -900°C en una atmósfera o baño apropiado para disminuir el porcentaje de carbono de la periferia.

## 8.2 Características mecánicas de la capa cementada

Las características de la capa cementada, son casi siempre independientes de las del núcleo.

Generalmente interesa que la dureza superficial sea superior a 60 Rockwell-C, aunque para algunas piezas que sufren poco rozamiento, son suficientes durezas comprendidas entre 52 y 60 Rockwell-C.



Figura 8.2.1 Capa exterior descarbonada (color blanco) (de una pieza de acero cementada que se

Se considera muy buenas las mayores de 63 Rockwell-C, buenas las comprendidas entre 62 y 63 Rockwell-C y aceptables entre 60 y 62 Rockwell-C.

En piezas pequeñas estas durezas se consiguen lo mismo con aceros al carbono (templados en agua) que con los aceros aleados (templados en aceite), siendo ventajosa la utilización de estos últimos, porque templar en aceite disminuye las deformaciones y se obtienen una gran uniformidad en los resultados.

Con los aceros aleados con cromo y molibdeno, se obtienen durezas ligeramente superiores a las que se consiguen con otros aceros y mayor resistencia al desgaste, debido a la formación de carburos complejos en la zona periférica.

Para comprobar la dureza de la capa cementada, además de las máquinas de dureza Rockwell y Vickers, es muy fácil el uso de la lima, que empleada con precaución y cuidado, rinde muy buenos servicios.

Utilizando una lima fina y nueva, se pueden distinguir las piezas que tienen una dureza inferior a los 60 Rockwell-C, que son rayadas con la lima, de las de mayor dureza que no son rayadas. Empleando este procedimiento, se puede controlar rápida y eficazmente la marcha de la fabricación de piezas que por su forma complicada, no puedan ser ensayadas con las máquinas de dureza ordinarias.

En algunas ocasiones, generalmente no muy frecuentes, no se llega a alcanzar en el temple de las piezas cementadas la dureza conveniente, debido a que el calentamiento realizado para templar las piezas se descarbura la capa periférica y entonces la zona superficial queda con dureza baja (figura 8.2.1).

También suele ocurrir a veces en los aceros de alta aleación cromo - níquel o cromo - molibdeno que después del temple de las piezas cementadas se obtienen durezas relativamente bajas de 60 a 61 Rockwell-C, inferiores a las que normalmente interesa obtener (62 a 65 Rockwell-C) e inferiores también a las que se suelen obtener sin dificultad cuando esas piezas se fabrican con aceros de cementación al carbono o de baja aleación.

Esta baja dureza suele ser debida a la presencia de austenita retenida en la capa cementada como consecuencias del empleo de temperaturas de temple demasiado elevadas (figura 8.2.2 y 8.2.3). En estos casos la presencia de un elevado porcentaje de níquel en un acero de alto porcentaje de carbono y el empleo de altas temperaturas  $M_s$  y  $M_f$  correspondientes al comienzo y al fin de las transformaciones de la austenita en martensita

Este problema se suele solucionar templando a temperaturas inferiores a las que dieron durezas bajas.

El problema se suele presentar también en parte porque a pesar de ser las temperaturas de temple de la capa cementada de estos aceros relativamente bajas,  $740^\circ$  a  $770^\circ\text{C}$  inferiores a las que



Figura 8.2.2  $\times 200$  Capa periférica de una pieza cementada y templada de un acero cromo-níquel de comp.  $C = 0.09\%$ ,  $Cr = 0.81\%$ , y  $Ni = 3.10\%$

normalmente se emplean para los demás aceros de cementación, hay casi siempre tendencia en todos los talleres a emplear temperaturas de temple más altas que estas que acabamos de señalar.

Figura 8.2.3  $\times 1000$  Agujas de martensita sobre fondo blanco de austenita retenida correspondiente a la zona periférica del acero de la figura 8.1.4

### 8.3 Características mecánicas del núcleo central

En el interior de las piezas cementadas, la resistencia del núcleo suele variar desde 45 a 140 kg/mm<sup>2</sup>.

Utilizando aceros sin aleación de 0.10 a 0.15% de carbono y dando *después de la cementación* el doble tratamiento (primer temple a 925° y el segundo temple a 780°C), se obtiene en el núcleo de las piezas cementadas las siguientes características:

$$R = 45 \text{ a } 85 \text{ kg/mm}^2, \quad A = 25 \text{ a } 15\%, \quad \rho = 30 \text{ a } 15 \text{ kgm/cm}^2$$

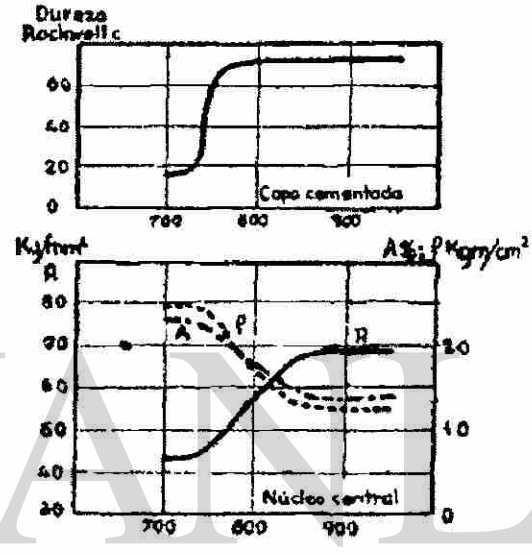
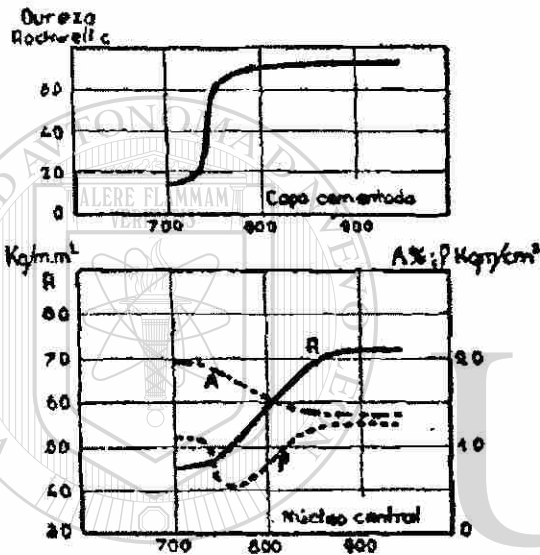


Figura 8.3.1 Pseudocementación a 925°C durante ocho horas y temple posterior en agua a las temperaturas que se indican

Figura 8.3.2 Pseudocementación a 925°C durante 8 horas; primer temple a 925°C en agua y segundo temple, en aguas a las temperaturas que se indican

Características que se obtienen después de la pseudo-cementación en las piezas de acero al carbono de grano grueso, de 0.12% de C y 0.31% de Mn, modificando las temperaturas de temple

Dando después de la cementación un solo temple a 925°C, se obtiene en el núcleo:

$$R = 55 \text{ a } 90 \text{ kg/mm}^2, \quad A = 20 \text{ a } 12\%, \quad \rho = 25 \text{ a } 10 \text{ kgm/cm}^2$$

En los aceros al carbono de grano grueso, con un solo temple a 780°C después de la cementación se obtiene:

$$R = 45 \text{ a } 85 \text{ kg/mm}^2, \quad A = 18 \text{ a } 5\%, \quad \rho = 10 \text{ a } 5 \text{ kgm/cm}^2$$

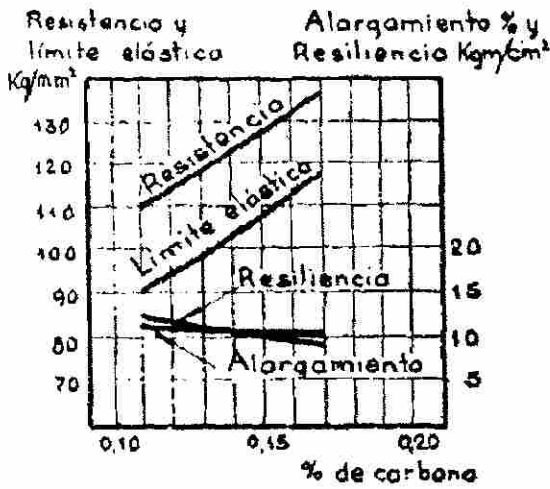


Figura 8.3.3 Acero con 5% de Níquel

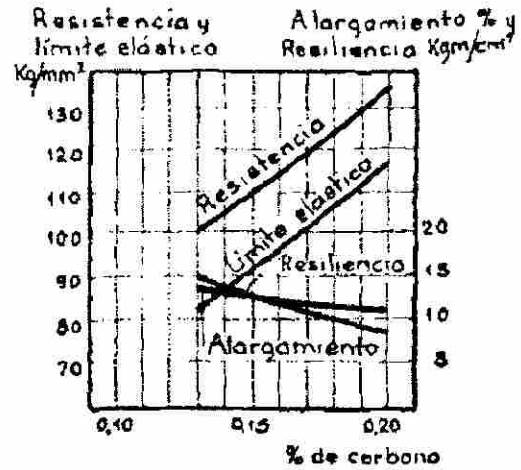


Figura 8.3.4 Acero de 0.65% de Cr y 1.25% de Ni

Si el acero es de grano fino, con un solo temple a 780°C las características que se obtienen son aproximadamente las mismas que las señaladas anteriormente para el doble tratamiento.

Estudiando los resultados, se observa que dando los aceros grano grueso, después de la cementación, un solo temple a temperatura intermedia entre las dos críticas, el alargamiento y sobre todo la resiliencia del núcleo (que ha recibido el temple imperfecto) son muy bajos.

En estos aceros, cuando interese gran tenacidad, es necesario darle el doble de temple, pues es la única forma de regenerar el grano grosero del núcleo y de obtener unas características aceptables.

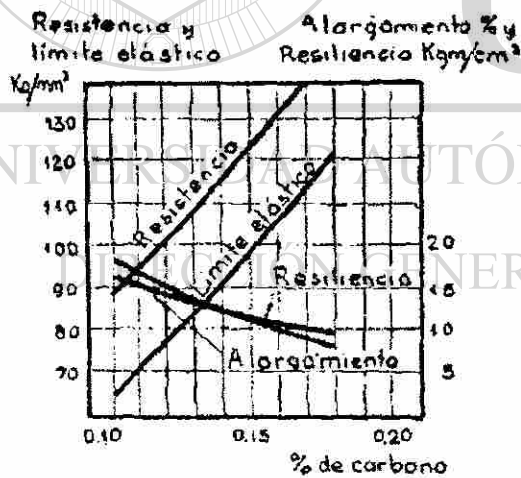


Figura 8.3.5 Acero de 0.50% de Cr. y 3.5% de Ni.

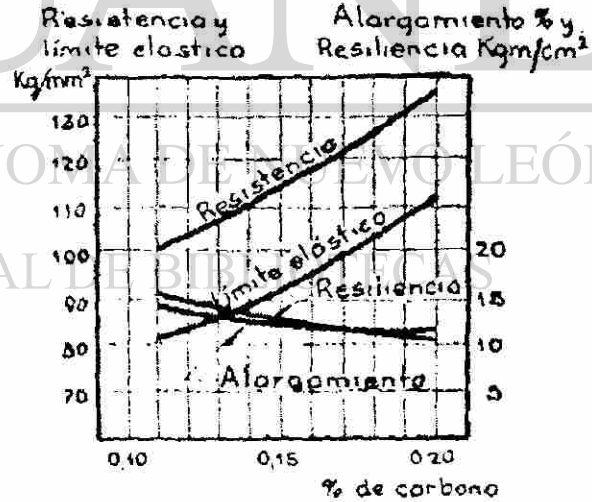


Figura 8.3.6 Aceros de 0.50% de Cr, 1.75% de Ni, y 0.75% de Mn

Características que tienen en el núcleo central de diversos aceros aleados de contenido de carbono variable (0.10 a 0.20%) de grano fino. Cementado a 925°C y templados directamente en aceite desde la temperatura de cementación y luego revenidos a 150°C

Para conocer las características que se obtienen en el corazón de las piezas cementadas se someten a las probetas de acero a una pseudocementación o cementación en blanco, que consiste en dar al acero un tratamiento idéntico en cuanto a temperaturas y tiempos, al que sufren las piezas cementadas, pero sin utilizar ninguna materia cementante. De esta forma los resultados que se



obtienen, son idénticos a los que corresponden al corazón de las piezas después del tratamiento real.

En las figuras 8.3.1 y 8.3.2 se pueden ver los resultados que hemos obtenido en diversas barras de 25 mm de diámetro de un acero al carbono, de grano grueso, que han sufrido durante ocho horas una pseudocementación a 925°C y luego a sido templado a diferentes temperaturas.

Los ensayos de la figura 8.1.6 se han efectuado sin regenerar el grano, y los de la figura 8.1.7, habiéndolo regenerado.

Las características que se obtienen con diversos aceros aleados de grano fino, cuando se templen directamente en aceite después de la cementación, se resumen en las figuras 8.3.3 a 8.3.4.

Claramente se ve la influencia que ejerce el contenido de carbono en las características mecánicas. Así, por ejemplo, con un acero de 0.65% de Cr y 1.25% de Ni, con 0.13% de carbono, se obtienen, después del temple desde 925°C, las siguientes características:

$$R = 100 \text{ kg/mm}^2, \quad A = 14\% \quad \rho = 15 \text{ kgm/cm}^2$$

Y con 0.20% de carbono y los mismos porcentajes de cromo y níquel,

$$R = 136 \text{ kg/mm}^2, \quad A = 11\% \quad \rho = 8.5 \text{ kgm/cm}^2$$

En la tabla 8.I se dan las características obtenidas al dar diferentes tratamientos térmicos después de la pseudocementación, a un acero de: C = 0.15%; Mn = 0.50% y Ni = 5%.

Estudiando los resultados obtenidos, se comprende la diversidad de características que se pueden conseguir en el núcleo de las piezas cementadas fabricadas con ese acero, modificando las temperatura de temple y el medio de enfriamiento. Cementando las piezas y dándoles después, el primer temple a 815°C en aceite y luego el segundo a 730°C, también en aceite, se obtiene en el núcleo de 91 kg/mm<sup>2</sup> de resistencia, y efectuando el mismo tratamiento, pero enfriando después del segundo temple en agua, se obtienen en el núcleo 100 kg/mm<sup>2</sup>

TABLA 8.I  
Características que se obtienen después de una pseudo-cementación a 925° durante 8 horas con un acero de: C = 0.15%, Mn = 0.50%, y Ni = 5%, modificando las condiciones de tratamiento

TRATAMIENTO	R Kg/mm	A %	ρ Kg/cm <sup>2</sup>
1. Temple a 815° en aceite	91	16	17
2. Temple a 730° en aceite			
1. Temple a 815° en aceite	100	14	15
2. Temple a 730° en agua			
1. Temple a 830° en aceite	119	11	13
2. Temple a 760° en aceite			
1. Temple a 830° en aceite	121	9	9
2. Temple a 760° en agua			

Efectuando después de la cementación el primer temple a 830°C en aceite y el segundo a 760°C si se enfría en aceite, se obtiene en el corazón 119 kg/mm<sup>2</sup> de resistencia, y al hacerlo en agua se consiguen 121 kg/mm<sup>2</sup>.

En general cuando los aceros son de grano fino y el ultimo temple se verifica a temperaturas comprendidas entre Ac<sub>1</sub> y Ac<sub>3</sub> en el núcleo central se obtiene características perfectamente aceptables, a pesar de tratarse un temple imperfecto del núcleo.

Con aceros de grano fino, cuando el *interés fundamental* es que, además de gran dureza en la periferia, las piezas tengan gran tenacidad, se templaran a temperaturas ligeramente superiores a Ac1. Si interesa en cambio gran dureza superficial y *elevada resistencia en el núcleo*, habrá que hacer el temple a temperaturas ligeramente superiores a Ac3. En la tabla 8.II damos las características obtenidas con un acero cromo - níquel de 0.11% de C, 0.68% de CR y 3.5% de Ni, de grano fino (tamaño de grano 7 - 8) templado después de la cementación a diversas temperaturas en aceite.

TABLA 8.II  
Características que se obtienen de la periferia y en el núcleo central de un acero cromo - níquel cementado, modificando las temperatura de temple

Temperatura de temple °C	Periferia dureza Rockwell-C	Núcleo		ρ Kg/cm <sup>2</sup>
		R Kg/mm <sup>2</sup>	A %	
745°	62 - 65	86	16	23
770°	62 - 64	106	9.5	12
800°	61 - 64	109	9	10
825°	61 - 63	110	8.5	9.5

Todas estas características son, en general, aceptables, y se recomienda el temple a 745°C cuando interesa gran tenacidad (ρ = 23 kgm/cm<sup>2</sup>) y el temple a 825°C cuando se necesite gran resistencia (R = 110 kg/mm<sup>2</sup>)

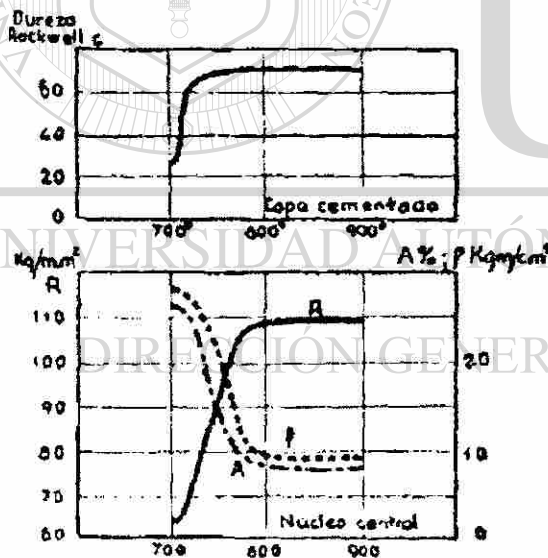


Figura 8.3.7 Pseudocementación a 925°C durante 8 horas y temple en aceite a las temperaturas que se indican de un acero de C = 0.11%, Cr = 0.68%, y Ni = 3.05%

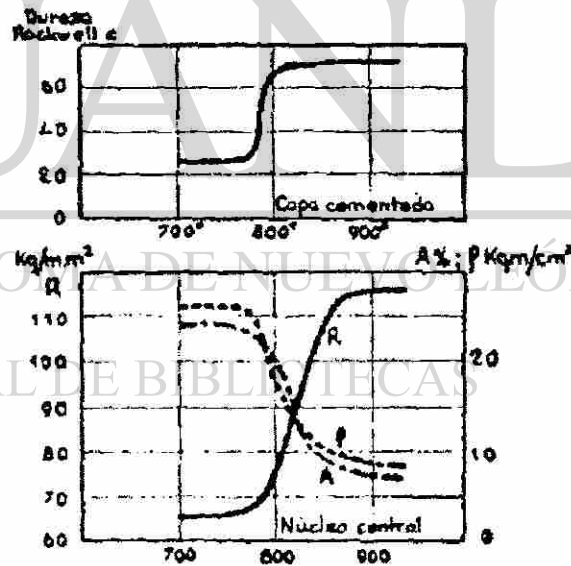


Figura 8.3.8 Pseudocementación a 925°C durante 8 horas y temple en agua a las temperaturas que se indican de un acero de C = 0.13%, Cr = 1.05% y Mo = 0.19%

Características que se obtienen después de la pseudo-cementación en las piezas de acero cromo níquel y de acero cromo molibdeno de grano fino, modificando las temperaturas de temple.

Al dar a las piezas después de la cementación un solo temple, hemos encontrado algunas veces, empleando aceros aleados de grado dúplex (números 8 y 3), un mínimo en la resistencia en la zona 725° a 750°C, muy similar al de la figura 8.3.2, aunque menos marcado.

Esta fragilidad anormal puede ser debida a que después de la cementación existen en estos aceros un cierto porcentaje de granos gruesos cuyo tamaño no se modifica cuando el temple se

verifica a temperaturas ligeramente superiores a  $A_{c1}$  y se regeneran en cambio cuando el temple se hace a temperaturas mas elevadas inferiores al punto  $A_{c3}$ , pero relativamente próximas a el.

Por esta circunstancia creemos recomendable, en el caso que se de un solo temple a las piezas cementadas, utilizar temperaturas superiores por lo menos  $50^{\circ}$  ó  $60^{\circ}C$  al punto  $A_{c1}$ , para evitar esa zona, en la que ha veces se obtienen bajas resiliencias.

Antes de terminar citaremos otros ejemplos, en los que también se aprecian perfectamente las variaciones que experimenta las resistencia del núcleo al variar la temperatura de temple.

Las composiciones y las temperaturas críticas de los aceros empleados en estos ensayos, son los siguientes:

- A. C = 0.17%; Cr = 0.47%; Ni = 1.75%;  $A_{c1} = 734^{\circ}C$ ;  $A_{c3} = 803^{\circ}C$
- B. C = 0.10%; Cr = 1.45%; Ni = 3.28%;  $A_{c1} = 734^{\circ}C$ ;  $A_{c3} = 807^{\circ}C$
- C. C = 0.17%; Cr = 0.12%; Ni = 1.86%;  $A_{c1} = 740^{\circ}C$ ;  $A_{c3} = 809^{\circ}C$
- D. C = 0.22%; Cr = 0.52%; Ni = 0.48%;  $A_{c1} = 748^{\circ}C$ ;  $A_{c3} = 827^{\circ}C$

Se efectuaron tres clases de tratamientos:

- 1.º Cementación a  $925^{\circ}C$ , temple directo al aceite
- 2.º Cementación a  $925^{\circ}C$ , enfriamiento lento en caja. Temple a  $815^{\circ}C$  en aceite los aceros A, B, y C y a  $840^{\circ}C$  el acero D.
- 3.º Cementación a  $925^{\circ}C$ , enfriamiento lento en caja. Primer temple a  $815^{\circ}C$  en aceite al A y B y a  $835^{\circ}C$  el C y D. El segundo temple (temple imperfecto del núcleo) a  $785^{\circ}C$  en aceite el A y B, y a  $800^{\circ}C$  el C y D.

Después del ultimo temple la mitad de las probetas fueron revenidas a  $150^{\circ}C$  y la otra mitad a  $230^{\circ}C$ . Los resultados obtenidos al ensayar los aceros después de esos tratamientos, se detallan en la tabla 8.III.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
**TABLA 8.III**  
 Características que se obtienen con cuatro aceros diferentes en el corazón de barras de 25 mm de diámetro cementadas, modificando los tratamientos térmicos.

Clase de acero	Tratamiento	Revenido a $150^{\circ}C$ (máxima dureza de la capa cementada)			Revenido a $230^{\circ}C$ máxima tenacidad del corazón con dureza aceptable en la periferia		
		R kg/mm <sup>2</sup>	A %	$\rho$ kg/cm <sup>2</sup>	R kg/m <sup>2</sup>	A %	$\rho$ kg/cm <sup>2</sup>
A	1.º Temple directo	125	12	7	124.5	12.5	8
	2.º Temple sobre $A_{c3}$	91	15	14	90	15.5	15
	3.º Segundo temple	91	18	13.2	90	18	14.5
B	1.º Temple directo	126	12	9.5	125.5	12	9.5
	2.º Temple sobre $A_{c3}$	125	12.5	11	125	12.5	11
	3.º Segundo temple	124	13	12	123	12.5	12.5
C	1.º Temple directo	103	13.5	9.5	101	13	10
	2.º Temple sobre $A_{c3}$	90	14.2	13.5	88.5	15	14
	3.º Segundo temple	90	17.5	16.2	88	18	18
D	1.º Temple directo	144	10	6.5	142	10.5	6.5
	2.º Temple sobre $A_{c3}$	135	9	7	133.5	9	7.5
	3.º Segundo temple	100	12	9	97	14	10.5

## Capítulo IX

### Determinación de la profundidad de la capa cementada

#### 9.1 Introducción

Medida del espesor de la capa cementada y de la capa dura.- Para conocer, en los procesos de cementación, la penetración del carbono, se pueden emplear varios procedimientos.

#### 9.2.- Análisis metalográfico

Otro método consiste en cortar las varillas después de cementadas, pulir las secciones transversales y atacarlas durante 30 segundos con ácido nítrico al 5%. Las zonas cementadas se ennegrecen y se puede medir con más precisión que en el caso anterior el espesor de estas zonas, que tienen contenido en carbono superior al 0.50%.

El examen microscópico sirve para estudiar con gran claridad el avance de la cementación. Un procedimiento muy empleado, consiste en cortar las piezas o probetas cementadas, después de la cementación y antes del temple final, rectificándolo y puliéndolo luego la sección transversal. Se ataca con Nital-5 y se mide el espesor del anillo periférico de color negro que corresponde a la capa cementada, con un microscopio de retícula graduada, empleando 10 a 50 aumentos.

Las estructuras recocidas de los aceros cementados, que son de tipo perlítico, son las que dan mejor idea del proceso y son también las más claras y más fáciles de observar.

Para estudiar el avance de la cementación basta en general con pocos aumentos (es suficiente de 10 a 100 aumentos).

#### 9.3.- Método por fractura

El más sencillo consiste en cementar junto con las piezas, dos o tres varillas, del mismo material, de 6 a 12 mm de diámetro. Después de cementadas se templen a 800°C en agua y se rompen, pudiéndose observar en la fractura una capa periférica dura, que presenta un grano mucho más fino que el núcleo central y que señala con bastante aproximación la penetración del carbono.

Al mismo tiempo se pueden conocer si ha crecido o no el grano del núcleo central durante la cementación.

#### 9.4.- Métodos de dureza

A continuación explicamos un método para determinar la profundidad de la capa dura. Este ensayo se hace cementando y templando una varilla cilíndrica de 100 mm de longitud y de 10 a 30 mm de diámetro, de la misma clase de acero que se ha fabricado las piezas, a la que se le hace un rectificado ligeramente cónico, de forma que uno de los extremos se conserve del diámetro inicial, y en el otro desaparezca completamente la capa cementada. Se hacen durezas a lo largo de toda la generatriz, y se anotan los resultados.

Se observará que las durezas varían de un lugar a otro, existiendo una zona de máxima dureza, en la que los resultados son casi constantes.

El espesor de esa zona señala la profundidad de la capa dura.

Los resultados que se obtienen al hacer el ensayo en la forma señalada varían según la máquina de dureza empleada.

Si se emplea una máquina Vickers el espesor que se obtiene para la capa, con dureza superior a 700 Vickers por ejemplo, será mayor cuanto menor se la carga empleada.

Esto es debido que al emplear las mayores cargas la punta del diamante llega antes a la zona blanda que cuando se emplean cargas pequeñas. Para piezas cementadas destinadas a la fabricación de automóviles y máquinas ligeras, es muy utilizada la Rockwell-C y se consideran aceptables los espesores que con cargas de 150 kg se dan cifras Rockwell-C superiores a 62.

---

Otro método para determinar el espesor de la capa dura, es el microscopio. Se cortan transversalmente las piezas a ensayar y se hacen ensayos de microdureza (figura 9.1.1 y 9.1.2), observando a partir de que punto la dureza del material es inferior a 700 o 750 Vickers por ejemplo.

En los ensayos de microdureza suelen emplearse variables de 10 a 150 gramos.

#### 9.5.- Análisis químico

El análisis químico da también una idea muy exacta de la operación. Para realizarlo conviene utilizar unos cilindros de acero que se quiere estudiar, de 15 a 20 mm de diámetro y de 100 a 200 mm de longitud, que después de cementadas con el resto de las piezas son torneadas con ligeras pasadas de 1/10 de mm. Recogiendo y analizando la viruta de cada uno de los escalones, se conoce perfectamente la distribución del carbono en el acero.



## Capitulo X

### Tratamientos convencionales después del cementado

#### 10.1 Introducción

Según la clase de acero y el destino y el destino de las piezas que se van a cementar se pueden utilizar muchas clases de tratamientos.

En cada caso, la elección de uno u otro tratamiento, dependerá de su tamaño de grano, o sea de la tendencia del acero a adquirir una estructura grosera durante la cementación y de las características que se quieran conseguir en el corazón y en la periferia de las piezas.

A continuación describiremos los mas utilizados, señalando sus ventajas e inconvenientes y los casos en que conviene emplearlos. En la figura 10.1 se representa esquemáticamente cada uno de ellos.

#### 10.2.- Cementación, temple directo desde la temperatura de cementación y revenido final.-

Este tratamiento se da generalmente cuando se cementa en baño de sales o en atmósfera carburante, y raramente cuando se cementa en cajas.

Se recomienda para las piezas de poca responsabilidad y para cementaciones ligeras de 0,2 o 0,6 mm de espesor, en las que la tenacidad del núcleo no tiene mucha importancia.

Conviene utilizar aceros de baja aleación o al carbono, de grano fino, no siendo recomendable emplear aceros de alta aleación, porque como el temple se hace desde muy alta temperatura (exageradamente elevada para la periferia), hay peligro de que quede la capa cementada con mucha austenita residual sin transformar.

Con aceros de grano grueso, el corazón quedara frágil, porque después de la cementación los granos habrán crecido exageradamente, y templando directamente desde la temperatura de cementación no se regenera el grano.

Con este tratamiento las deformaciones son muy grandes y se obtiene gran dureza en el corazón y en la periferia, pero hay el -peligro de que ambas zonas queden frágiles.

#### 10.3.- Cementación, enfriamiento lento, temple a temperatura intermedia entre Ac1 Ac3 y revenido final.-

Este tratamiento se puede emplear con éxito cuando se usan aceros de alta aleación, que son generalmente de grano fino y no necesitan regenerar el corazón. Así se obtiene la máxima tenacidad del corazón, cuya resistencia será un poco inferior a la máxima que se obtiene templando a más alta temperatura.

Si se utiliza este tratamiento para aceros de grano grueso, la periferia quedará con buenas características, pero el corazón quedará bastante frágil por no haber sido regenerado. Con este tratamiento hay poco peligro de deformaciones.

#### 10.4.- Cementación, enfriamiento lento, temple a temperatura ligeramente superior a $A_{c3}$ y revenido final. -

Con este tratamiento se obtiene la máxima resistencia en el núcleo. La tenacidad del corazón será buena, pues aunque haya crecido el grano durante la cementación se afinará por haber sido calentado el acero para el temple a temperatura ligeramente superior a  $A_{c3}$ . En este tratamiento hay peligro de que la periferia quede con grano grueso y sea frágil, porque ha sido templada desde muy alta temperatura. La dureza de la capa cementada puede ser un poco baja por quedar algo de austenita residual sin transformar.

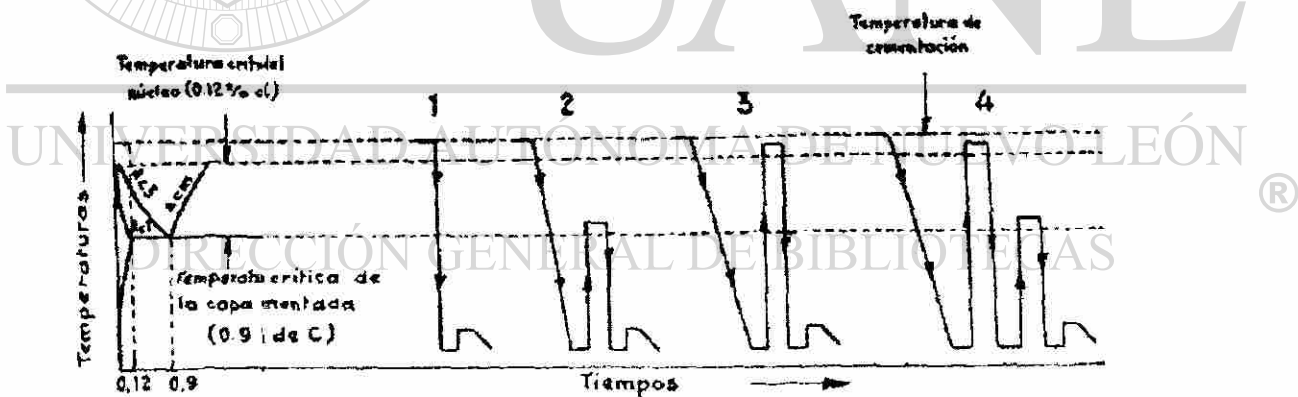


Figura 10.1 Diferentes clases de tratamientos que se pueden dar a las piezas cementadas

Este es el tratamiento que debe emplearse con los aceros de media aleación y grano fino, siempre que se quiera conseguir la máxima resistencia en el corazón, como ocurre en algunas piezas empleadas en la industria aeronáutica, de automóviles, etc.

#### 10.5.- Cementación, enfriamiento lento, primer temple a temperatura ligeramente superior a $A_{c3}$ , segundo temple a temperatura ligeramente superior a $A_{c1}$ y revenido final.-

Con viene emplear este tratamiento con los aceros al carbono y de media aleación y, en general, con todos los de grano grueso, en los que durante la cementación crece mucho el grano.

Hasta hace poco tiempo era el tratamiento más utilizado para piezas de responsabilidad, pero hoy, al poderse fabricar aceros de grano fino, se emplea en menos ocasiones.

Empleándolo, la periferia quedará dura y tenaz, y el corazón, que con el segundo temple ha recibido un temple imperfecto, quedará con una resistencia ligeramente inferior a la máxima y muy buena tenacidad.

Este tratamiento se suele utilizar todavía en algunos talleres, para aceros de alta aleación en piezas de gran responsabilidad, cuando se teme que la cementación haya hecho crecer el grano del acero y se quiere utilizar un tratamiento que asegure en el corazón la máxima tenacidad.

#### **10.6.- Austempering y Martempering.**

Cuando se quiere reducir al mínimo las deformaciones de las piezas cementadas, el temple se hace, enfriando en sales fundidas en lugar de en agua o en aceite.

Las durezas se obtienen en la periferia dependen de muchos factores como son: composición, tamaño de las piezas, temperatura del baño de sales, tiempo de permanencia en el mismo, etc.

## Capítulo XI

### Cementación en el hierro colado

#### 11.1 Introducción

Las propiedades y microestructura de las fundiciones pueden ser modificadas y mejoradas por medio de ciertos tratamientos térmicos. El recocido, el temple y el revenido son los más empleados.

#### 11.2 Recocido.

Tres tipos de recocidos suelen ser aplicados a las fundiciones:

- 1.- *De eliminación de tensiones,*
- 2.- *De ablandamiento, y*
- 3.- *De maleabilización.*

A continuación se estudiarán con detalle cada uno de ellos (fig. 11.1).

1.- *Los recocidos para eliminación de tensiones* se realizan a temperaturas relativamente bajas, unos 550°C aproximadamente, y se dan para eliminar las tensiones que a veces tienen las piezas como consecuencia de los rápidos enfriamientos, que experimentan cuando desciende su temperatura, desde la correspondiente a la de solidificación hasta la del medio ambiente.

2.- *Los recocidos de ablandamiento* de las fundiciones grises se dan a unos 740°C, y sirven para mejorar la maquinabilidad y ablandar el material. Fundiciones grises muy duras y las fundiciones atruchadas que contienen cementita hipereutectoide, se recuecen a 850°C.

3.- *Los recocidos de maleabilización* se dan a la fundición blanca para transformarla en maleable, comunicándole gran tenacidad.

##### 1.- *Recocido para eliminación de tensiones.*

Los recocidos a bajas temperaturas se realizan, como acabamos de señalar a unos 550°C durante un período de tiempo que varía de 30 minutos a varias horas, según sea el espesor de las piezas. Este proceso no tiene un efecto muy apreciable en las propiedades mecánicas, pero elimina las tensiones que siempre suelen tener las piezas de fundición después de la solidificación y enfriamiento. Conviene dar esta clase de recocido a piezas de formas complicadas, o que deban tener tolerancias dimensionales muy precisas, como cilindros de motores de explosión, bancadas de máquinas herramientas, etc.

Si no se eliminaran estas tensiones, las piezas pueden sufrir luego deformaciones durante la mecanización o durante el funcionamiento que en ocasiones crean importantes problemas y dificultades. Deben emplearse velocidades lentas de calentamiento y en especial de enfriamiento, para evitar nuevas tensiones o roturas, sobre todo cuando las piezas son de formas complicadas.

## 2.- Recocidos de ablandamiento de las fundiciones grises y atruchadas.

Para ablandar las fundiciones se suelen emplear los siguientes tipos de recocidos: 1.º, Recocidos a 740°C con enfriamiento al aire, para las fundiciones grises, y 2.º, Recocidos a temperaturas algo más elevadas, 800-900°C con enfriamiento lento, para fundiciones de dureza muy elevada.

Recocido a 740°C.- Para disminuir la dureza de las fundiciones grises se les somete a recocidos a 740°C aproximadamente con enfriamiento al aire.

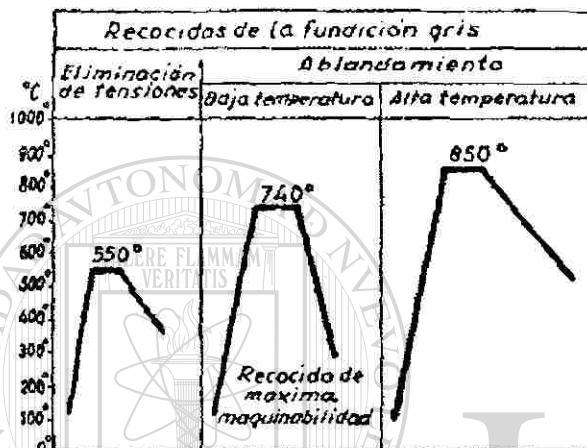


Figura 11.1 Ciclos empleados para el recocido de las fundiciones

Este recocido es interesante porque en ocasiones las fundiciones grises en bruto de colada quedan relativamente duras y su mecanización es difícil. En muchos casos las microestructuras de estas fundiciones en bruto están constituidas por grafito y ferrita y cantidades variables de perlita y sorbita. Estos constituyentes, perlita y sorbita, son los que dan alta dureza y cuando interesa mucho facilitar la mecanización conviene transformarlos

por recocido en ferrita y grafito. Para conseguir después del recocido una microestructura de ferrita y grafito, que es la mejor para el mecanizado (fig. 11.2) debe alcanzarse en el recocido una temperatura de unos 740°C aproximadamente.

De esta forma, si después de sobrepasar la temperatura crítica y llegar a los 740°C, se mantiene esta temperatura durante un cierto tiempo, se consigue que la perlita y la sorbita se transformen en austenita. En esas condiciones, temperatura ligeramente superior a la eutectoide y mantenimiento prolongado, la austenita va cediendo carbono que se deposita en forma de grafito, obteniéndose al final ferrita y grafito. Si se emplean temperaturas más altas, del orden de 800-900°C, y el enfriamiento se hace como hemos señalado al aire, se deposita muy poco grafito y es muy difícil obtener baja dureza. Con este recocido a 740°C se baja la dureza de las fundiciones hasta 120-130 Brinell.

Recocido a 800-900°C.- Al recocer una fundición a 800-900°C en lugar de 740°C como hemos dicho antes, hay que tomar ya una nueva precaución, es necesario enfriar lentamente y en general se obtienen durezas no muy bajas, que corresponden a la perlita que se forma en ese proceso. Al calentar de 800-900°C, no hay formación de grafito, o esta formación tiene poca importancia, ya que la temperatura de mantenimiento no es apropiada para el depósito de gran calidad de grafito y luego, si el enfriamiento se hace en forma parecida a como se hacía en los aceros, con una velocidad aproximada de 25°C hora se obtiene perlita y no se obtendrán durezas tan bajas como con el tratamiento anterior a 740°C. Calentando a 850°C, por ejemplo, se formará a esa temperatura austenita. Durante la permanencia a esta temperatura habrá formación de una



pequeña cantidad de grafito y luego, en un enfriamiento sin precauciones muy especiales, al pasar la zona eutectoide se formará perlita.

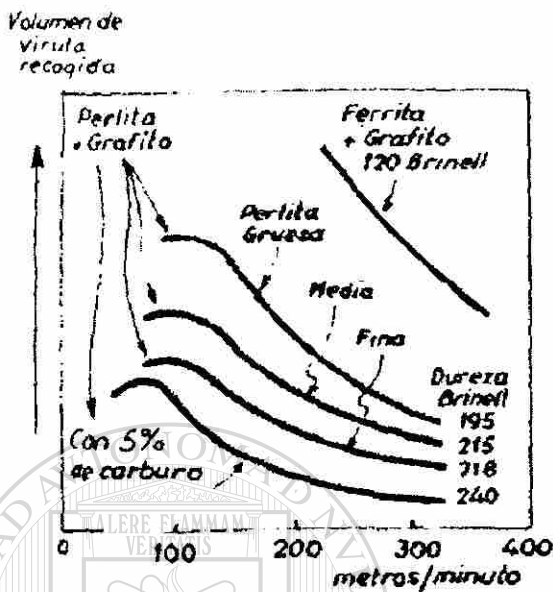


Figura 11.2 Influencia de la microestructura en a cantidad de viruta que se puede obtener en el torneado de las fundiciones utilizando diferentes velocidades de trabajo.

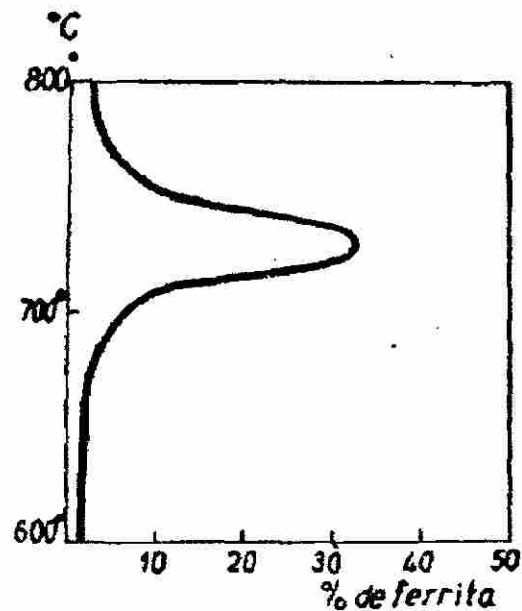
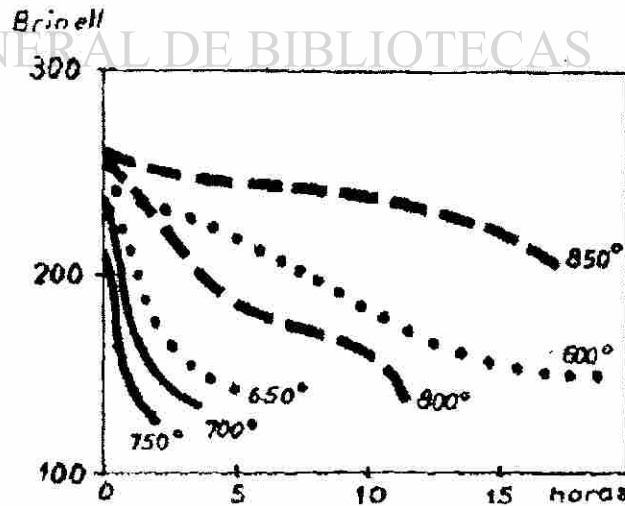


Figura 11.3 Cantidad de ferrita que se forma cuando las fundiciones de C = 3% y Si = 2.20% después de ser calentadas a 875°C son enfriadas en baño de plomo durante 5 minutos a las temperaturas que se indican en la figura y luego sumergidas en agua

Si se calienta a 850°C se puede obtener la microestructura de grafito y ferrita, con enfriamiento muy lento o con una permanencia muy prolongada en la zona de 700-740°C. Pero esta parada complica y prolonga el recocido y por ello es preferible el tratamiento que hemos señalado antes de calentamiento y permanencia a 740°C que se realiza a más baja temperatura que el de 850°C y no exige además un enfriamiento muy lento y complicado.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Figura 11.4 Influencia de la temperatura de recocido y de la duración del mismo en las durezas con que quedan las fundiciones después de ese tratamiento (enfriamiento al aire)



Sin embargo, el tratamiento a 800-900°C es recomendable para las fundiciones grises de gran dureza y para las fundiciones atruchadas que contienen cementita hipereutectoide. En estos casos, la dureza inicial que será francamente alta, 250 a 300 Brinell, por ejemplo, se podrá disminuir con este recocido. Se calentará a unos 850°C aproximadamente y luego se cuidará que la velocidad de enfriamiento sea

muy lenta, sobre todo en la zona crítica de 700-720°C donde convendrá parar el enfriamiento para facilitar el depósito del grafito eutectoide y luego se puede enfriar al aire.

En la figura 11.3 se ve cómo en la zona de 700-740°C es en la que hay mayor formación de ferrita y de grafito y es por lo tanto la más crítica en esta clase de recocido.

### 3.- Recocido de maleabilización.

Esta clase de recocidos se da a ciertas fundiciones blancas para transformarlas en fundiciones maleables que tienen buena resistencia y tenacidad y también son de fácil maquinabilidad. Hay dos tipos de recocido, uno descarburante y otro de grafitización. Más adelante se describen con detalle las particularidades de cada uno de esos procesos

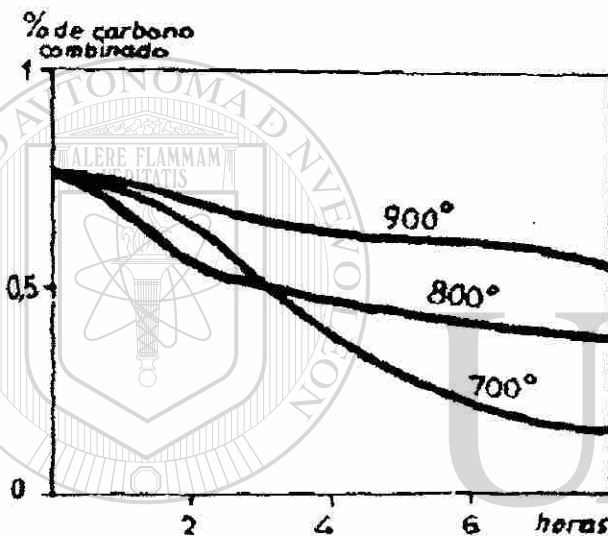


Figura 11.5 Influencia de las temperaturas de recocido y de duración del mismo en el porcentaje de carbono combinado con que quedan las fundiciones después de ese tratamiento térmico.

### 11.3 Temple y revenido.

En ocasiones se puede endurecer y aumentar la resistencia a la tracción de las fundiciones grises por tratamiento térmico un aumento, aunque mucho menos sensible, de la resistencia a la tracción y de la resistencia al desgaste, En general se somete a las fundiciones primero a un temple y luego a un revenido. Los resultados que se obtienen dependen siempre, como es natural, de la clase de tratamiento, de la microestructura y de la composición química de la fundición. Las fundiciones con gran cantidad de ferrita y grafito, no son las más recomendables para ser endurecidas por tratamiento térmico. En cambio, con las fundiciones de matriz perlítica se pueden conseguir mejoras muy importantes de dureza y de resistencia al desgaste por temple y revenido.

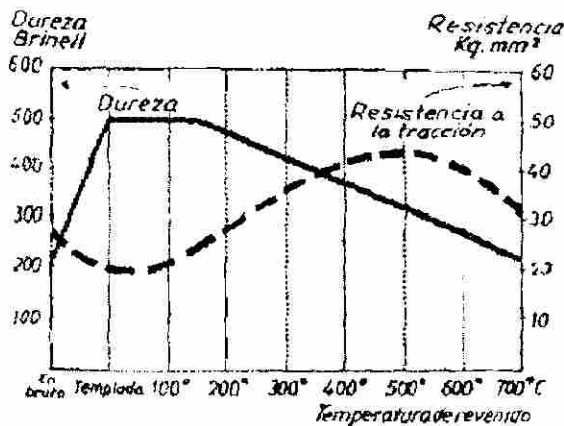


Figura 11.6 Influencia del temple y revenido en la resistencia a la tracción y en la dureza de las fundiciones

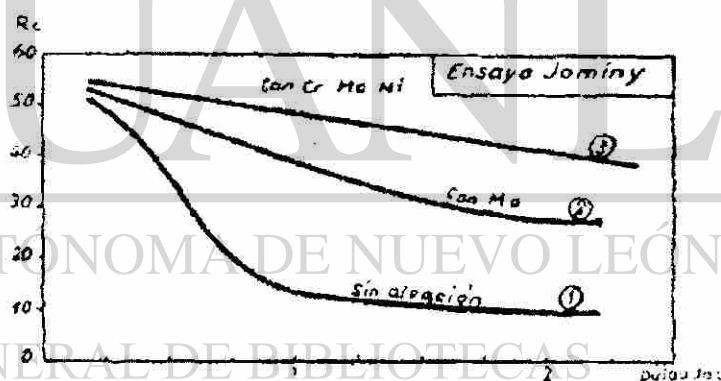
Con el temple aumenta la dureza y luego con el revenido disminuye la dureza y esta disminución es tanto más sensible cuanto más elevada sea la temperatura (fig. 11.6). En cambio, el efecto del temple sobre la resistencia a la tracción es diferente. En la misma figura 11.6 se observa como con el temple disminuye la resistencia y luego, en cambio, con el revenido aumenta. En cierto modo, el efecto es inverso al caso de los aceros. Se observa que con revenidos a temperaturas a 500°C, aumenta la resistencia a medida que aumenta la temperatura de revenido. En cambio, a partir de ese punto, las fundiciones se comportan igual que los aceros y la resistencia disminuye al aumentar la temperatura de revenido.

### Teoría del temple en las fundiciones.

La posibilidad de mejorar por temple ciertas propiedades en las fundiciones es debido como en los aceros, a que estas aleaciones, al ser calentadas a elevadas temperaturas, 750 a 900°C, se transforman, en parte, en austenita, que es un constituyente que al ser enfriado luego más o menos rápidamente, se convierte en martensita o en otros constituyentes intermedios. La martensita, o los otros constituyentes intermedios, obtenidos después del temple y los constituyentes que se obtienen después de su revenido, tienen propiedades de gran interés y para numerosas aplicaciones, sus propiedades son mucho mejores que las que corresponden a las estructuras en bruto de colada.

En general, las leyes que rigen el temple y revenido de las fundiciones, son muy parecidas a las de los aceros.

Figura 11.7 Curvas Jominy de tres fundiciones en las que se observa la influencia que tienen la templabilidad los elementos de aleación



Primero es necesario

conseguir en el calentamiento una cierta cantidad de austenita y después enfriar el material con una velocidad que sea superior a la crítica de temple, para obtener el mayor porcentaje posible de martensita. Sin embargo, conviene advertir que en ocasiones se consiguen también buenas características aunque no alcance esa velocidad crítica de temple.

En los resultados influye mucho la templabilidad de cada fundición, que depende en gran parte de los elementos de aleación, debiendo considerarse también el espesor de las piezas y el medio de enfriamiento.

En general es más fácil que se produzcan grietas o roturas en el temple de las piezas de fundición que en las de acero, porque las fundiciones están constituidas por una materia más débil que la de los aceros, debido principalmente a la existencia de láminas de grafito. Las grietas se producen como consecuencia de las tensiones que se derivan del rápido y desigual enfriamiento que experimentan las distintas partes de las piezas al ser introducidas en el líquido de temple.

Suele ser más conveniente enfriar en aceite que en agua, porque en esto último caso la velocidad de enfriamiento es muy grande y son muy importantes las diferencias de temperatura

entre diversas zonas de la pieza durante el enfriamiento y ello da lugar a fuertes tensiones que puede ocasionar deformaciones y roturas.

Pero al templar las fundiciones ordinarias en aceite, se observa que no se alcanzan altas durezas y el temple es imperfecto y por ello es necesario emplear en ocasiones elementos de aleación que mejoren la templabilidad.

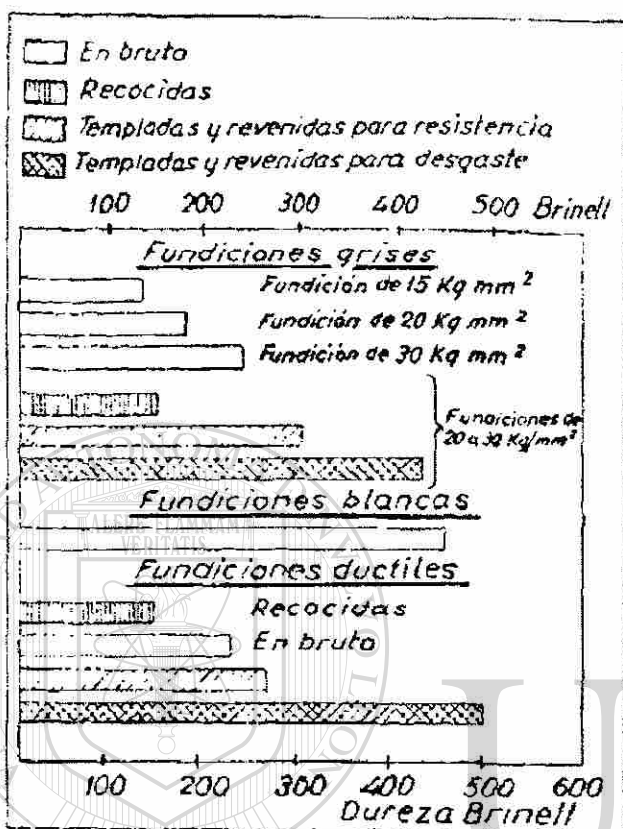


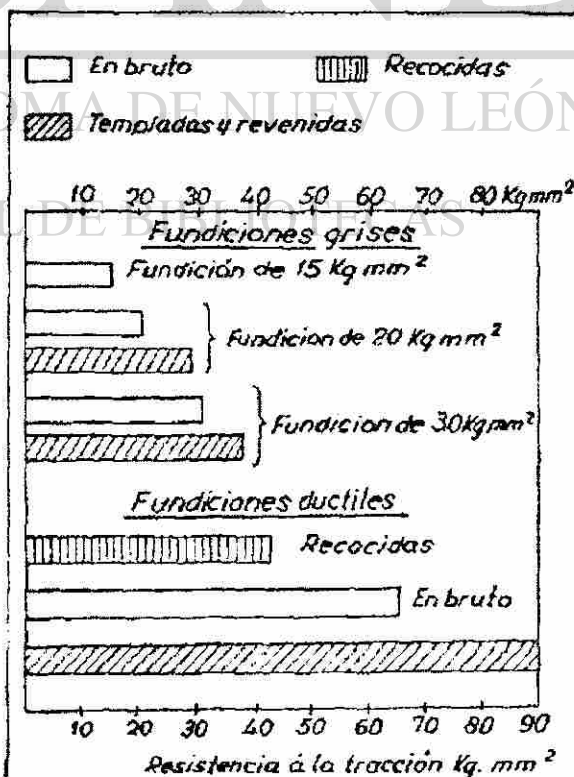
Figura 11.8 Durezas que suelen tener diversas clases de fundiciones de uso frecuente, en bruto, recocidas, templadas y revenidas. se señalan dos niveles de durezas para las fundiciones tratadas según interese alta resistencia a la tracción, o alta resistencia al desgaste

Los elementos más empleados con ese fin son el cromo, cobre, níquel y molibdeno.

En la figura 11.7 se señalan las curvas Jominy de tres fundiciones, observándose la gran influencia de los elementos de aleación en la templabilidad.

Figura 11.9 Resistencia a la tracción que suelen tener diversas fundiciones en distintos estados de suministro

Los revenidos se suelen dar a temperaturas relativamente altas de 450° a 650°C cuando interesa obtener gran resistencia a la tracción, unos 25 a 40 Kg./mm², con relativa buena tenacidad. En cambio, cuando lo que interesa principalmente es mejorar la resistencia al desgaste o al rozamiento (450 a 500 Brinell) se emplean temperaturas más bajas, de 200° a 450°C. En todos los casos el temple se suele hacer a 800-900°C enfriándose en la mayoría de ellos en aceite y sólo en casos más



limitados en agua o en aire.

En las figuras 11.8 y 11.9 se señalan las durezas y resistencias que suelen tener las fundiciones de uso más frecuente en las condiciones normales de utilización (1).

#### 11.4 Endurecimiento superficial de las fundiciones por flameado.

En muchos casos se puede mejorar la resistencia al desgaste de las fundiciones grises endureciendo únicamente su zona periférica. El método más empleado para ello es el flameado o calentamiento superficial con llama. En ocasiones también, pero con menos frecuencia se emplea el calentamiento por inducción.

En este proceso la capa exterior de la pieza es calentada a temperaturas superiores a la crítica de transformación por medio de una llama oxiacetilénica o de gas y oxígeno, y luego se enfría rápidamente el material casi siempre con agua para conseguir la formación de martensita.

Las piezas de fundición después de este tratamiento están constituidas por una capa exterior periférica dura y resistente al desgaste con un corazón blando de fundición gris. Hay además una capa intermedia situada inmediatamente debajo de la capa dura, la cual experimenta un cierto calentamiento pero no llega a alcanzar la temperatura de temple. Puede considerarse que esa zona sufre un recocido de ablandamiento.



Figura 11.10 Laminillas de grafito en matriz martensítica, obtenida por temple de una fundición gris

El flameado es un tratamiento muy interesante para las fundiciones. Empleándolo se puede obtener fácilmente una superficie dura, muy resistente al desgaste. Este tratamiento en ocasiones tiene grandes ventajas debido a que las tensiones producidas por el flameado son menores que las producidas por el temple total, ya que en este tratamiento hay que calentar toda la pieza, y por lo tanto, las tensiones producidas en el enfriamiento serán mayores.

Para este tratamiento se recomienda emplear fundiciones perlíticas con 0,6 o 0,8% de carbono combinado. Se recomiendan bajos contenidos en silicio inferiores a 2% y porcentajes de manganeso variables de 0,8 a 1% ya que este elemento favorece el endurecimiento.

#### 11.5 Nitruración de las fundiciones.

Es posible endurecer superficialmente las piezas de fundición por nitruración, calentándolas a 510°C durante períodos de 90 horas en presencia de amoníaco disociado. Para este tratamiento



se emplean fundiciones aleadas con cromo y aluminio de bajo contenido en carbono. Una composición muy utilizada es la siguiente:

C = 2,63% Si = 2,5% Mn = 0,6% Cr = 1,6% Al = 1,4%

Como esta fundición es de alta templabilidad tiene tendencia a endurecerse el aire y las piezas obtenidas por fundición centrífuga, que es una forma muy frecuente de fabricar piezas que deben ser nitruradas, deben ser recocidas antes de mecanizar. En ocasiones, después de recocer y mecanizar las piezas, suele ser frecuente seguir el siguiente ciclo de trabajos: templar a 825 en aceite y luego revenir a 625°C, nitrurando a continuación a 510°C. Después de la nitruración las piezas suelen sufrir un ligerísimo rectificado. Las piezas de fundición nitruradas, suelen quedar con durezas variables de 800 a 1.100 Vickers.

### 11.6 FUNDICIONES TEMPLADAS (Fundiciones coladas en coquilla metálica).

Como hemos dicho anteriormente, con bastante frecuencia, se denominan impropriamente fundiciones templadas a ciertas fundiciones fundidas en coquilla metálica. De esta forma se obtienen piezas constituidas por una capa periférica de fundición blanca muy dura, de 400 a 500 Brinell, y un corazón blando de fundición gris, siendo necesario para obtener buenos resultados tener un control muy cuidadoso de la composición y de la velocidad de enfriamiento.

Para esas fabricaciones se emplean fundiciones con bajos contenidos en silicio, generalmente variables de 0,5 a 1% y porcentajes de carbono que oscilan entre 2,5 y 4%. El espesor de capa exterior templada suele variar de 5 a 50 mm, según los casos.

Se fabrican piezas de esta clase, insertando en los moldes, en las partes correspondientes a las zonas que deben quedar con gran dureza, placas metálicas generalmente de fundición que aceleran el enfriamiento y favorecen la formación de fundición blanca en la zona exterior. Las demás partes de los moldes, correspondientes a zonas de las piezas en las que no interesa que la dureza sea elevada, pueden ser de arena.

En estas fabricaciones, la composición debe variarse de acuerdo con el espesor y la forma de las piezas.

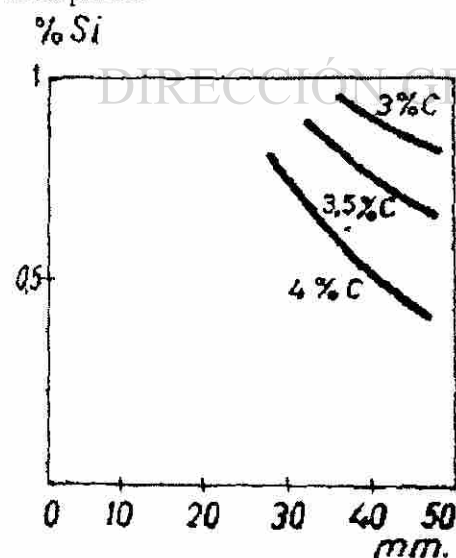


Figura 11.11 Influencia del silicio y del carbono en el espesor de la capa de fundición blanca que se obtiene en las piezas de fundiciones coladas en coquilla metálica

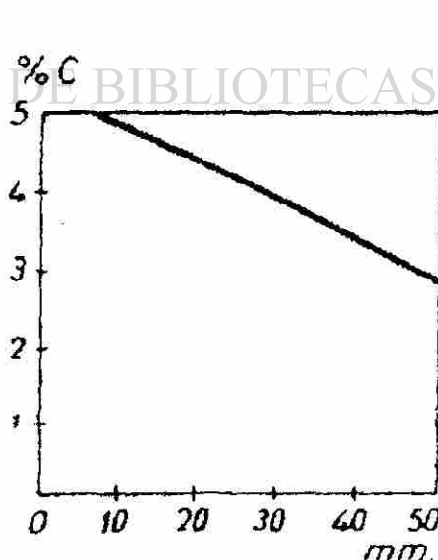


Figura 11.12 Influencia del porcentaje de carbono en el espesor de la capa de fundición blanca que se obtiene en las piezas de fundiciones de 0.85% de silicio colado en coquilla metálica

En las figuras 11.11 y 11.12, se señala el espesor que se obtiene de capa dura de fundición blanca, al fabricar con fundiciones de diverso contenido en carbono y en silicio piezas fundidas en moldes metálicos

La máxima dureza que se puede conseguir con las fundiciones blancas depende del contenido en carbono (fig. 11.13). Como los constituyentes microscópicos de la capa periférica de fundición blanca son perlita y cementita, se comprende que cuanto más elevado sea el contenido en carbono, mayor será el porcentaje de cementita y mayor la dureza. Esta suele variar desde 350 Brinell, que corresponde a las fundiciones de más bajo contenido en carbono hasta 500 Brinell, para la de más alto contenido. La resistencia a la tracción que suele ser de unos 17 Kg./mm<sup>2</sup> para los niveles más bajos de durezas, disminuye a unos 10 Kg./mm<sup>2</sup> para las durezas más altas de 450 a 500 Brinell.

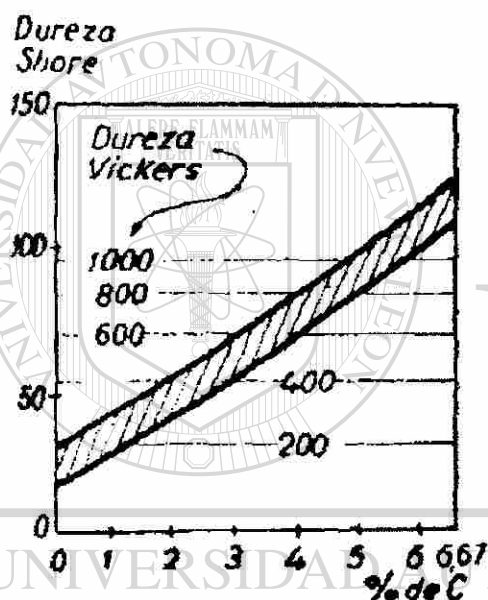


Figura 11.13 Influencia del contenido en carbono en la dureza de las fundiciones blancas



Figura 11.14 Microestructura de la zona periférica de fundición blanca, de un cilindro de laminar de fundición templada (colada en coquilla metálica)

La fabricación de cilindros de laminar perfiles en caliente, ha sido una de las aplicaciones más típicas y conocidas de esta clase de fundiciones. Tienen una capa exterior dura de 15 a 25 mm de espesor (fig. 11.14). Su dureza suele ser de 450 Brinell aproximadamente y se emplean para laminar chapas o perfiles de muy pequeño diámetro. En la figura 11.15, se puede ver la microestructura de la capa exterior dura de uno de estos cilindros.

Otro de los empleados más típicos de las fundiciones templadas es el de fabricación de ruedas de fundición para vagones de ferrocarril, vagonetas, etc. En la figura 11.16, se ve la sección transversal de una de ellas en las que la zona de rodadura es de fundición blanca y de elevada dureza y el resto es de fundición gris.

Otras fundiciones empleadas para fabricar cilindros de laminación.

En los años de la primera Guerra Mundial y aún bastante después, para la laminación en caliente de perfiles y barras de hierro y acero, además de la fundición templada, se empleaba

también la fundición gris. Su dureza suele variar de 220 a 250 Brinell y su estructura suele ser muy próxima a la perlítica.

Recientemente, además de estos dos tipos clásicos, se han comenzado a emplear otras calidades. Entre otros, los más clásicos son los cilindros de temple definido, los de grafito esferoidal y los Adamit.

Los cilindros de temple indefinido se caracterizan por tener durezas elevadas, unos 450 a 550 Brinell aproximadamente. Son fabricados con fundiciones aleadas y en la zona exterior la microestructura está constituida por martensita ( o en ocasiones de sorbita o perlita, según la calidad), carburos y un poco de grafito.



Figura 11.15 sección transversal de un cilindro de laminar de fundición templada (fundición colada en molde metálico). Se distingue perfectamente la profundidad o espesor de la capa exterior de fundición blanca

Las zonas interiores son de menor dureza y la disminución de la dureza del exterior al interior es progresiva y no brusca como en los cilindros templados. La estructura que es martensítica en la zona periférica, luego hacia el interior varia a troostita, sorbita, etc., disminuyendo algo el porcentaje de carburos y aumentando la cantidad del grafito.

En estos cilindros no queda tan claramente definido como en los templados la separación entre la zona exterior templada y la zona interior. Estos cilindros tienen la ventaja de poder ser empleados para perfiles de mayor altura o espesor que los templados, por ser mucho mayor la capa de gran dureza.

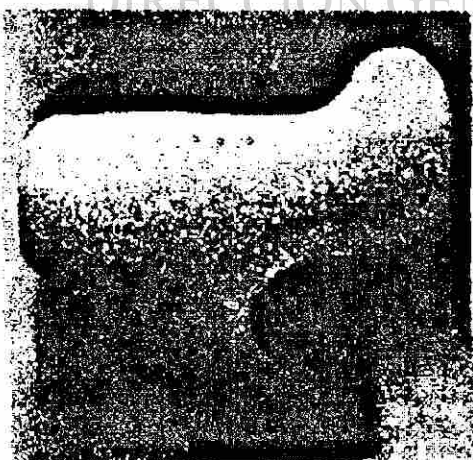


Figura 11.16 Sección transversal de una rueda de vagón de ferrocarril, en la que se observa que la parte superior corresponde a la zona de rodadura que es de fundición blanca muy dura. El resto es de fundición de menor dureza. Se observan las huellas correspondientes a ensayos de dureza

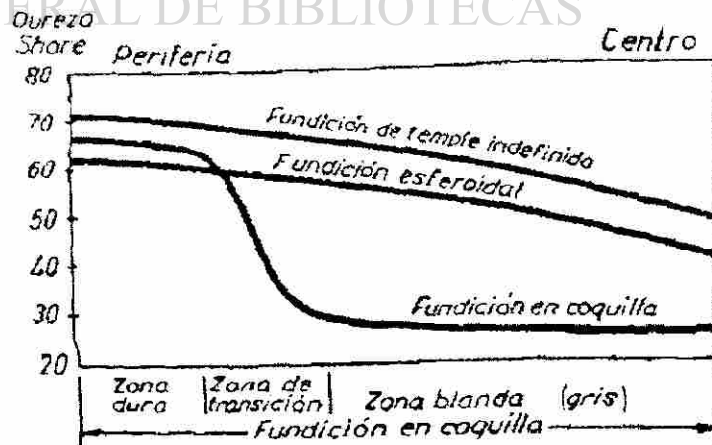


Figura 11.17 Dureza que tiene una sección transversal de los cilindros de laminación en caliente de diferentes calidades

Debido a la presencia de pequeñas láminas de grafito interdendrítico en la zona periférica, no aparece la cristalización orientada perpendicularmente a la superficie exterior de enfriamiento, como ocurre en los cilindros de fundición ordinaria templada y por ello tienen gran resistencia a los bruscos calentamientos o enfriamientos y se evitan desconchamientos, agrietamientos, etc.

Los cilindros de grafito esferoidal suelen fabricarse con adiciones de magnesio y a veces además con algo de cerio, utilizándose también casi siempre cantidades variables de elementos de aleación.

Estos cilindros, que son de gran dureza, tienen también mejor tenacidad que los cilindros de fundición ordinaria, que se empleaban antiguamente. En la figura 11.17 se ven las durezas que corresponden a cilindros de laminar en caliente fabricados con diferentes clases de fundiciones.

Recientemente se han comenzado a emplear también, aunque para usos bastante limitados, otra clase de aleación denominada Adamit. En realidad, es un material intermedio entre los aceros y las fundiciones, tiene de 1,5 a 2,2% de carbono, obteniéndose una microestructura de perlita y cementita, por lo que tienen mayor dureza y resistencia al desgaste que los antiguos cilindros de fundición gris.

## 11.7 Microestructuras de la fundición blanca.

Habiendo dedicado en los primeros capítulos poca tensión a las microestructuras de las fundiciones blancas, aquí, ya que nos hemos referido a esta clase de fundiciones, se señalarán sus microestructuras más características.

En las figuras 11.18, 11.19 y 11.20, se ven los tres tipos clásicos de microestructura que suelen aparecer en las fundiciones blancas ordinarias.



Figura 11.18 x75  
Fundición blanca hipoeutectica  
Las zonas negras son de perlita, derivada de la austenita que primero se solidificó. En las zonas interdendríticas no ocupadas por la perlita se encuentran las agrupaciones pseudoeutecticas derivadas de la ledeburita.

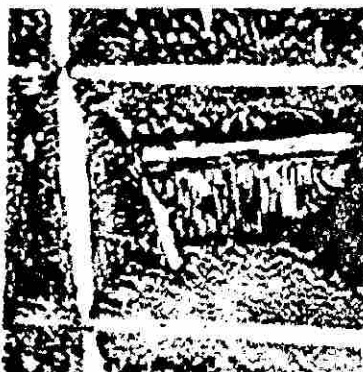


Figura 11.19 x30  
Fundición blanca hipereutectica  
Se observan agujas blancas de cementita rodeadas por agrupaciones pseudoeutecticas de perlita y cementita.

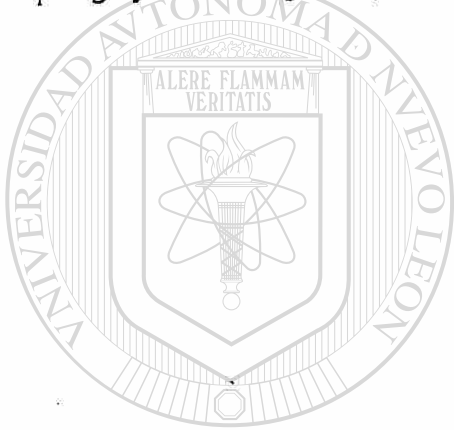


Figura 11.20 x750  
Fundición blanca eutectica  
Constituida por agrupaciones pseudoeutecticas de perlita (negra) y cementita (blanca) derivadas de la ledeburita

La más frecuente es la microestructura de la figura 11.18, que corresponde a una fundición blanca hipoeutéctica. Se observan los cristales dendríticos negros de la perlita que corresponde a la austenita que primero se solidificó y entre ellos se hallan agrupamientos pseudoeutécticos de perlita y cementita derivados de la ledeburita, que por ser la microfotografía de pocos aumentos son difíciles de distinguir.

La figura 11.19 corresponde a una fundición blanca hipereutéctica, en la que se ven placas o agujas de cementita blanca, que corresponde a la primera parte de la aleación que se solidificó, y entre ellas se encuentran las mismas agrupaciones pseudoeutécticas de cementita y perlita que aparecen en las otras clases de fundiciones.

Finalmente, en la figura 11.20 se ve la microestructura de una fundición blanca eutéctica por agrupaciones de perlita y cementita.



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## CONCLUSIONES

El proceso de difusión esta inherente a los procesos metalúrgicos como lo son soldadura, fundición de metales, sinterización, tratamientos térmicos, etc.. La difusión atómica o transporte de materia es observable a temperaturas por encima del 0 absoluto. Los parámetros que intervienen en la difusión son temperatura, gradiente de concentración estructura cristalina, imperfecciones cristalinas.

El contexto de este trabajo se ha particularizado a los tratamientos térmicos de las aleaciones ferrosas haciendo énfasis a los tratamientos termoquímicos de endurecimiento superficial como carburizado, nitrurado, cianurado o carbonitrurado, en términos generales reciben el nombre de cementado.

Las leyes de difusión establecidas por Fick auxilian a la explicación de los procesos antes mencionados. La primera ley describe la difusión de un elemento bajo condiciones de estado estable.

Un caso sencillo es la rapidez de perdida de nitrógeno bajo presión constante a través de las paredes de un en base de acero. Esto es análogo a la perdida de calor de un cuerpo, la razón de perdida de calor o flujo térmico a través de este es:

$$\text{Flujo térmico (J)} = K \frac{\Delta T}{\Delta X}$$

El flujo térmico se define como la energía por metro cuadrado de área por segundo. El impulso para el flujo de calor es el gradiente térmico  $\frac{\Delta T}{\Delta X}$  y K (conductividad térmica) <sup>®</sup>

es una constante que depende del material. Igualmente, el flujo de nitrógeno a través de una pared de recipiente de acero de espesor X es:

$$\text{Flujo de nitrógeno} = -D \frac{\Delta C}{\Delta X}$$

Donde  $\frac{\Delta C}{\Delta X}$  es el gradiente de concentración en lugar del gradiente de temperatura  $\frac{\Delta T}{\Delta X}$ ,

y D la difusividad que depende del material ( utilizamos signo negativo porque la difusión ocurre en sentido opuesto al gradiente de concentración).

En síntesis el flujo de calor es el resultado de un gradiente térmico y el movimiento de los átomos se debe a un gradiente químico.

En la mayoría de los procesos metalúrgicos la concentración de la especie que se difunde cambia en el tiempo, ya sea en la fabricación de una aleación en un horno de fundición o en el deposito de in cordón de soldadura sobre una placa de acero. El calculo respectivo requiere un razonamiento basado en la segunda ley de fick que describe la difusión dinamica.

Consideraciones generales sobre las *difusiones sólidos*:

La difusión puede ser definida por el *mecanismo por el cual la materia es transportada a través de la materia*.

Los átomos de gases, líquidos y sólidos están en constante movimiento y se desplazan en el espacio tras un periodo de tiempo.

*En los gases, en movimiento de los átomos es relativamente veloz*, tal y como podemos apreciar por el rápido avance de los olores desprendidos al cocinar o el de las partículas de humo.

*Los movimientos de los átomos de líquidos son, en general, más lentos que los de los gases*, como se pone en evidencia en el movimiento de los tintes que se disuelven en un líquido.

*En los sólidos, estos movimientos atómicos quedan restringidos*, debido a los enlaces que mantienen los átomos en las posiciones de equilibrio. Sin embargo, las vibraciones térmicas que tienen lugar en sólidos permiten que algunos átomos se muevan.

La difusión de estos en metales y aleaciones es particularmente importante si consideramos el hecho de que la mayor parte de las reacciones en estado sólido llevan consigo movimientos atómicos.

Existen dos *mecanismos principales de difusión* de los átomos en una estructura cristalina:

- (1) *El mecanismo de vacantes o sustitucional*, y
- (2) *el mecanismo intersticial*.

### *1.- Mecanismo de difusión por vacantes.*

Los átomos pueden moverse en las redes cristalinas desde una posición a otra si hay presente suficiente energía de activación, proporcionada esta por la vibración térmica de los átomos, y si hay vacantes u otros defectos cristalinos en la estructura para que ellos los ocupen.

Las vacantes en metales y aleaciones son defectos en equilibrio y por ello algunos están siempre presentes para facilitar que tengan la difusión sustitucional de los átomos.

Según va aumentando la temperatura del metal se producirá más vacantes y habrá más energía térmica disponible, por tanto, el grado de difusión es mayor a temperaturas más altas.

### *2.- Mecanismos de difusión intersticial.*

La difusión intersticial de los átomos en redes cristalinas tienen lugar cuando los átomos se trasladan de un intersticio a otro contiguo al primero sin desplazar permanentemente a ninguno de los átomos de la matriz de la red cristalina.

Para que el mecanismo intersticial sea efectivo, el tamaño de los átomos que se difunden debe ser relativamente pequeño comparado con los átomos de la matriz. Los átomos pequeños como los de hidrogeno, oxigeno, nitrógeno y carbono, pueden difundirse intersticialmente en algunas redes cristalinas metálicas

Por ejemplo el carbono puede difundirse intersticialmente en hierro alfa BCC y hierro gamma FCC. En la difusión intersticial del carbono en hierro, los átomos de carbono deben pasar los átomos de la matriz de hierro.

El estado estacionario, en el cual las condiciones prevalecen invariables con el tiempo, no se encuentran con facilidad en materiales de ingeniería. En la mayoría de los casos, la difusión del estado no estacionario, en el cual la concentración de los átomos disueltos en cualquier punto del material cambia con el tiempo, es la que tiene lugar. Por ejemplo, si se difunde carbono en la superficie en un árbol de levas de acero para endurecer su superficie, la concentración de carbono bajo la superficie de cualquier punto cambiará con el tiempo a medida que el proceso de difusión progresa.

Para casos de difusión no estacionaria, en la cual la difusividad es independiente del tiempo, se aplica la *segunda ley de Fick* sobre difusión que es:

Esta ley establece que:

*La velocidad de cambio de la composición de la muestra es igual a la difusividad por la velocidad de cambio del gradiente de concentración.*

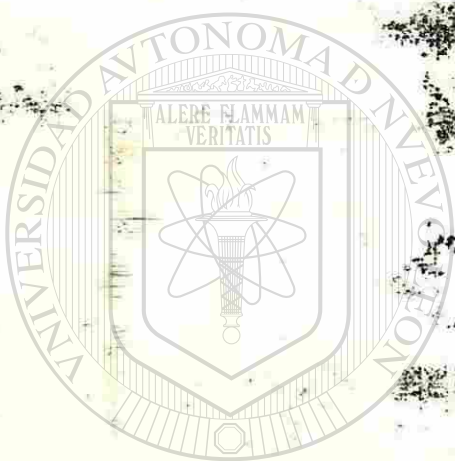
Muchos procesos industriales de fabricación utilizan la difusión en estado sólido. Dos procesos muy frecuentes son el endurecimiento superficial del acero y el dopado por impurezas de discos de silicio para circuitos electrónicos integrados.

Muchos componentes de acero para rotación o deslizamiento tal como engranes y ejes deben tener una cubierta exterior dura para resistir el desgaste y un núcleo interno resistente.

En la fabricación de componentes de acero normalmente el componente se fabrica primero en condiciones suaves y luego, después de maquinado, se endurece su cubierta por algún procedimiento de endurecimiento específico tal como la cementación, nitruración o carbonitruración.

## Bibliografía

Texto	Autor	Editorial
- Introducción a la metalurgia 2 ed. 1974	E. R. Abril	Marymar
- Fundiciones 1981	J. Apraiz B.	Dossat
- Tratamientos térmicos de los aceros 8 ed. 1984	J. Apraiz B.	Dossat
- Ciencia e ingeniería de los materiales 1987	D. R. Askeland	Iberoamericana
- Metal handbook volumen 2 8 ed. 1964	ASM	ASM
- Metal handbook volumen 7 8 ed. 1972	ASM	ASM
- Metal handbook volumen 8 8 ed. 1973	ASM	ASM
- Introducción a la metalurgia física 2 ed 1990	Avner	Mc-Graw-Hill
- Introducción a la ciencia de los materiales 1981	W. Brostow	Limusa
- Materiales de ingeniería y sus aplicaciones 1989	Flinn, Trojan	Mc-Graw-Will
- Fundamentos de la ciencia de los materiales 1981	A. G. Guy	Mc-Graw-Hill
- Metalurgia física para ingenieros 1970	A. G. Guy	Fondo Educ. Int
- Ingeniería metalúrgica tomo I 1974	R. H. Higgins	C.E.C.S.A.
- Ciencia de los materiales para ingeniería 1982	K. Keyser	Limusa
- Fundamentos de la práctica metalografica 1965	G. L. Khel	Urmo
- Tecnología de los metales 1967	Malishev y otros	Mir
- Técnica y practica del tratamiento térmico de los metales 1970	J. Pascual	Blume
- Principios de metalurgia física 2 ed. 1990	R. Reed, Hill	C.E.C.S.A.
- Materials Sciencie and metalurgy 1977	R. Pollack	Reston
- Fundamentos de la ciencia e ingeniería de los materiales 1993	W. F. Smith	Mc-Graw-Hill
- Materiales para ingeniería 1981	Van Vlack	C.E.C.S.A.



UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®