

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS**

**TESIS**

**EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
MECANICA CON ESPECIALIDAD DE LOS MATERIALES**

**QUE PRESENTA EL**

**ING. JUAN ANTONIO PEREZ PATIÑO**

**SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L.**  
**29 DE MARZO DE 1996**

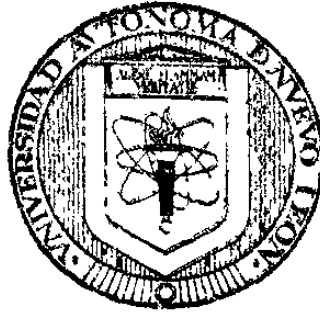
TM  
Z5853  
.M2  
FIME  
1996  
P4

# TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS



1020115008

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS**

**TESIS**

**EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
MECANICA CON ESPECIALIDAD DE LOS MATERIALES**

**QUE PRESENTA EL**

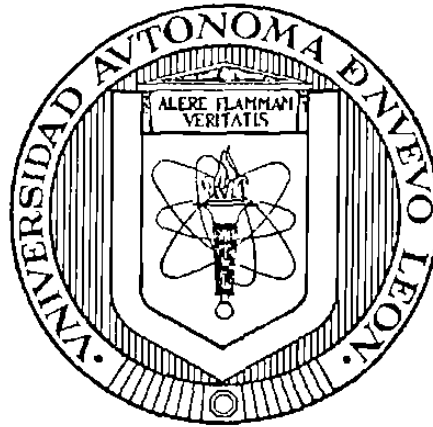
**ING. JUAN ANTONIO PEREZ PATIÑO**

**SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L.**  
**29 DE MARZO DE 1996**

TM  
Z 2853  
.M2  
FME  
996  
P4

0117-27060

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



"TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS"  
TESIS

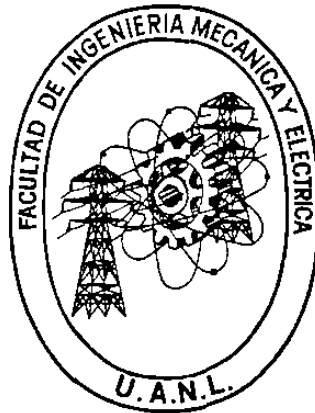
En opción al grado de maestro en ciencias de la  
Mecánica con especialidad de los Materiales.

Que Presenta

El Ing. Juan Antonio Pérez Patiño

San Nicolás de los Garza N.L. a 29 de Marzo de 1996

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



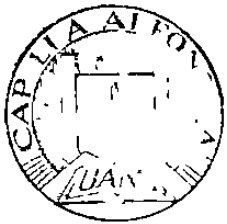
"TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS"  
TESIS

En opción al grado de maestro en ciencias de la  
Mecánica con especialidad de los Materiales.

Que Presenta

El Ing. Juan Antonio Pérez Patiño

San Nicolás de los Garza N.L. a 29 de Marzo de 1996



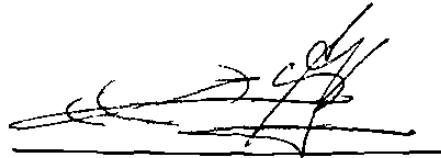
FONDO TESIS



**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**

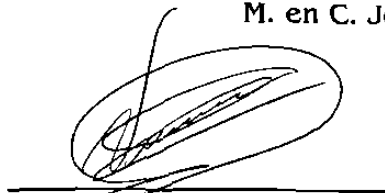
Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis de **Tratamientos Térmicos del Acero**, realizada por el **ING. JUAN ANTONIO PEREZ PATIÑO**, sea aceptada para su defensa como opción al grado de **Maestro en Ciencias de la Mecánica con Especialidad en Materiales**.

El comité de Tesis



Asesor

M. en C. José Luis Cavazos García



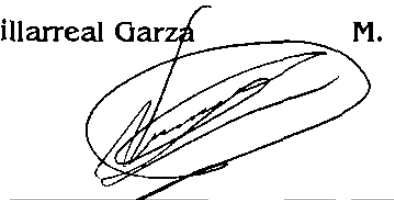
Coasesor

M. en C. Roberto Villarreal Garza



Coasesor

M. en C. Efraín Ramírez Vijil



Vo. Bo.

M. en C. Roberto Villarreal Garza

San Nicolás de los Garza, N.L., a 29 de Marzo de 1996.

## **DEDICATORIAS**

- **A mi supremo creador por darme luz, energía, protección y más de lo que merezco.**
- **A quien me dio la vida, mucho amor y el mejor ejemplo, mi madre Juanita Patiño.**
- **A mi inspiración inolvidable y ejemplo de amor, fortaleza, bondad y sabiduría, mi hijo Antonio Isaac ( Toñito).**
- **A quien me acompaña en mi destino, me ha dado dos hijos maravillosos y conmigo ha vivido los momentos mas trascendentales e importantes, María Guadalupe Balquiarena.**
- **A quien me llena de alegría, esperanza e ilusión, mi hija Fátima Janett.**

# AGRADECIMIENTOS

A todas aquellas personas que de alguna manera han contribuido a cumplir una de mis metas más anheladas, deseo manifestarles mi más sincero agradecimiento y en especial a :

- Antonio Isaac, María Guadalupe y Fátima Janett
- Mi madre, Juanita Patiño de Pérez
- Ing. Josefina del C. Fernández Alanís
- Ing. Ismael Carrillo Valdepeña
- Ing. María de Jesus A. Ochoa Oliva
- Ing. Luis Alberto Ferral Sequera
- Aurora Alfaro León
- Claudio Randhú González Rojas
- Ma. Abigail Salazar Violante
- Jessica Patricia Rodríguez Aliaga
- Yadira Aide Fong Sanchez
- Mis maestros y compañeros de Maestría

# CONTENIDO

DEDICATORIAS.....	3
AGRADECIMIENTOS.....	4
INTRODUCCION.....	8
SINTESIS.....	9
<b>CAPITULO I. EL HIERRO Y EL ACERO EN LA ANTIGUEDAD</b>	
1.1 Generalidades.....	11
1.2 Fabricación del acero por cementación en la antigüedad.....	19
1.3 Aceros de Damasco.....	20
1.4 Objetivos y Fundamentos del Tratamiento Térmico.....	22
<b>CAPITULO II. DIAGRAMA DE EQUILIBRIO HIERRO-CARBONO</b>	
2.1 Introducción.....	24
2.2 Diagrama de Hierro-Carburo de Hierro.....	26
2.3 Definición de estructuras.....	30
<b>CAPITULO III. TRATAMIENTO TERMICO DEL ACERO</b>	
3.1 Introducción.....	32
3.2 Recocido Total.....	34
3.3 Esferoidización y Globulizado.....	38
3.4 Recocido para eliminación de esfuerzos.....	41
3.5 Recocido de proceso.....	41

#### CAPITULO IV. NORMALIZADO

4.1 Introducción.....	42
4.2 Proposito del Normalizado.....	43
4.3 Influencia del medio de enfriamiento.....	45
4.4 Diferencias con el recocido.....	47

#### CAPITULO V. TEMPLE O ENDURECIMIENTO DEL ACERO

5.1 Introducción.....	49
5.2 Factores que influyen en el temple.....	51
5.3 Microestructura de los aceros templados.....	53
5.4 Dureza máxima del Acero.....	56
5.5 Templabilidad del Acero.....	58

#### CAPITULO VI. REVENIDO

6.1 Introducción.....	65
6.2 Zonas del Revenido.....	66
6.3 Subenfriamiento.....	66
6.4 Revenido entre 95 y 205° C.....	68
6.5 Revenido entre 230 y 370°C.....	71
6.6 Revenido entre 370 y 540°C.....	73
6.7 Revenido entre 540 y 675°C.....	76
6.8 Influencia de los elementos de aleación en el revenido.....	78

#### CAPITULO VII. TRATAMIENTOS ISOTERMICOS

7.1 Introducción.....	81
7.2 Ventajas del enfriamiento en baños de sales.....	82
7.3 Recocido isotérmico.....	86
7.4 Austempering.....	89
7.5 Martempering.....	96

#### CAPITULO VIII. CEMENTACION O CARBURIZACION

8.1 Introducción.....	102
8.2 Carburización.....	103
8.3 Descarburización.....	110
8.4 Carburización Sólida.....	111
8.5 Carburización por gas.....	113
8.6 Carburización por liquido.....	114
8.7 Tratamiento termico despues de la carburización.....	116

**CAPITULO IX. NITRURACION**

9.1 Introducción.....	119
9.2 Ventajas de la Nitruración.....	121
9.3 Teoría de la Nitruración.....	123
9.4 Mecanismos del endurecimiento por nitruración.....	126
9.5 Composición de los aceros de nitruración.....	129

**CAPITULO X. CIANURACION Y CARBONITRURACION**

10.1 Introducción.....	132
10.2 Cianuración.....	133
10.3 Carbonitruración.....	135

**CAPITULO XI. ENDURECIMIENTO POR LLAMA**

11.1 Introducción.....	138
11.2 Endurecimiento por llama.....	139
11.3 Endurecimiento por inducción.....	142

<b>BIBLIOGRAFIA .....</b>	<b>148</b>
---------------------------	------------

<b>GLÓSSARIO.....</b>	<b>150</b>
-----------------------	------------

# INTRODUCCION

Los tratamientos térmicos en México adquieren día con día una mayor importancia, sobre todo por el momento histórico que vive la industria Metal-Mecánica al incorporarse nuestro país al Tratado del Libre Comercio (TLC) con Canadá y Estados Unidos. A partir de ese momento es urgente ser más competitivos internacionalmente en calidad, servicio, precio y conocimiento de lo que estamos vendiendo o fabricando. Por eso ésta investigación tiene como objetivo primordial profundizar en los tratamientos térmicos que pueden dársele al acero, conocer sus principios fundamentales, las variables más importantes que intervienen, la influencia que tiene, las propiedades físicas, químicas y mecánicas que se modifican, las microestructuras obtenidas etc.

Otro objetivo importante era lograr conjuntar en un solo texto todo lo concerniente a los tratamientos térmicos del acero de manera que pueda servir como manual de información o consulta a todas las personas que estén relacionadas con ésta industria como técnicos, profesionistas e investigadores. Además creemos que puede ser base fundamental para futuros investigaciones o nuevos desarrollos tecnológicos.

Esta investigación se realizó consultando los libros extranjeros más especializados del tema, además se visitaron varias empresas de la localidad dedicadas al ramo y con el fin de constatar algunos principios, se efectuaron diversas pruebas a varios aceros en el laboratorio de tratamientos térmicos de la F.I.M.E.

# SINTESES

**CAPITULO I.-** Brevemente explica los inicios de la utilización del hierro y sus tratamientos térmicos, su evolución hasta la era moderna, mencionando los aspectos históricos más importantes.

**CAPITULO II.-** Habla de la importancia que tiene el diagrama Hierro-Caruro de Hierro, de sus principios básicos, de su microestructura y cambios de fase.

**CAPITULO III.-** Nos introduce a los tratamientos térmicos que se le pueden dar al acero y específicamente la función del recocido, la manera de realizarlo, la influencia que tiene el medio de enfriamiento y los diversos tipos que existen.

**CAPITULO IV.-** Conoceremos la finalidad del normalizado, la forma de realizarlo, los parámetros que influyen y las diferencias que tiene con el recocido.

**CAPITULO V.-** Siendo el temple uno de los tratamientos térmicos más importantes sabremos que factores influyen para obtener su máxima dureza, la microestructura que se obtendrá, así como sus características o propiedades, la diferencia que hay con templabilidad y el método más usual para determinarlo.

**CAPITULO VI.-** La mayoría de las piezas templadas deben revenirse a fin de disminuir su fragilidad aunque se sacrifique algo de dureza. Brevemente se explican los tipos de revenido que hay en función de la temperatura y sus efectos en el rango.



**CAPITULO VII.**- Hoy en día han tenido mucha aceptación los tratamientos isotérmicos gracias a que permiten obtener piezas y una extraordinaria tenacidad. Se verán los tres más importantes.

**CAPITULO VIII.**- Siendo la cementación uno de los tratamientos termicos más antiguos, veremos hoy en día los diferentes tipos que hay, las reacciones químicas que se realizan y los gradientes o espesores que se alcanzan.

**CAPITULO IX.**- La nitruración es un procedimiento de endurecimiento superficial en el que por absorción de nitrógeno se obtienen en el acero durezas elevadísimas en su periferia, analizaremos sus ventajas, desventajas, sus fundamentos y los requisitos previos que se necesitan.

**CAPITULO X.**-En este capítulo encontraremos la forma en que se realiza la cianurización y la carbonitruración en los aceros, las reacciones químicas que tienen lugar, etc.

**CAPITULO XI.**- Encontramos como se endurece superficialmente el acero por inducción y por llama, así como las variables más importantes que influyen en ellos.

# **CAPITULO I**

## **EL HIERRO Y EL ACERO EN LA ANTIGÜEDAD**

### **1.1 GENERALIDADES**

Antes de iniciar el estudio de los tratamientos térmicos del hierro y del acero, creemos que es interesante hacer un breve resumen de la evolución que a través de los años han experimentado los procesos siderúrgicos.

Se sabe que en los primeros periodos históricos de la humanidad el hombre utilizó el *hierro meteórico* o "hierro del cielo", aunque sólo en lugares y ocasiones muy limitadas.

El empleo del hierro para aplicaciones útiles fue sin duda posterior al del oro, del cobre y del bronce. El cobre y principalmente el oro, que en aquellas épocas primitivas se encontraban puros sobre la superficie de la Tierra, fueron realmente los primeros metales en estado nativo utilizados por el hombre. Por simple martillado, seguido en ocasiones de sucesivos calentamientos, para quitar la acritud al metal cuando era necesario, se pudieron fabricar adornos y objetos muy diversos. Luego se vió que esos metales puros, al ser calentados a altas temperaturas, fundían y podían ser colados en estado líquido en moldes de piedra arenisca o arcilla cocida y así se podían obtener por fusión y colada, según se deseara, objetos de adorno, armas, herramientas, etc.

Las más antiguas piezas de hierro que se han encontrado y han podido ser estudiadas, se creen que son de procedencia meteórica y fueron fabricadas por pueblos que vivieron antes del año 1,500 a.C. Sin embargo, debe advertirse que son muy pocas y escasas las antiguas piezas de hierro que en la actualidad se conservan de aquella procedencia.

Es difícil señalar con precisión la época y el lugar donde se fabricó por primera vez el hierro. Se sabe que en lugares muy diversos y muy distintos unos de otros, y en épocas muy diferentes y con completa independencia, el hombre aprendió a descubrir la fabricación del hierro, empleando casi siempre para obtenerlo procesos rudimentarios bastante similares.

Tampoco se conoce con exactitud cual fue el primer procedimiento que se empleó para su obtención, pero se supone que la casualidad contribuiría en gran parte a este gran descubrimiento. La primera idea de fabricar hierro pudo nacer al observarse que, entre las cenizas de algún fuego encendido al abrigo de alguna roca de mineral de hierro, aparecían trozos de un material metálico que hasta entonces era desconocido. Al descubrir los hombres primitivos que este nuevo material era duro y tenaz, y que por forja en caliente se podían fabricar con él armas y herramientas de mucha mayor fuerza que las del cobre y bronce que hasta entonces se utilizaban, intentarían seguramente volver a obtenerlo y, para ello, procurarían reproducir las circunstancias que concurren cuando lo obtuvieron anteriormente.

La *Edad del Hierro* comenzó hacia el año 1,400 a.C. en la zona suroriental del Mar Negro en tierras de Armenia y en la parte este de Anatolia.

Se cree que los primeros hombres que conocieron la fabricación del hierro fueron los hititas y algunas tribus, como los calibios, que habían sido dominadas por el

imperio hitita, que a mediados del segundo milenio a.C. habitaban la zona comprendida entre el Río Halys y las estribaciones meridionales de las montañas del Cáucaso.

En la **Figura 1.1**, se señala el avance del conocimiento del hierro y de su metalurgia en el área mediterránea y países del centro de Europa, en los dos milenios anteriores de la era cristiana.

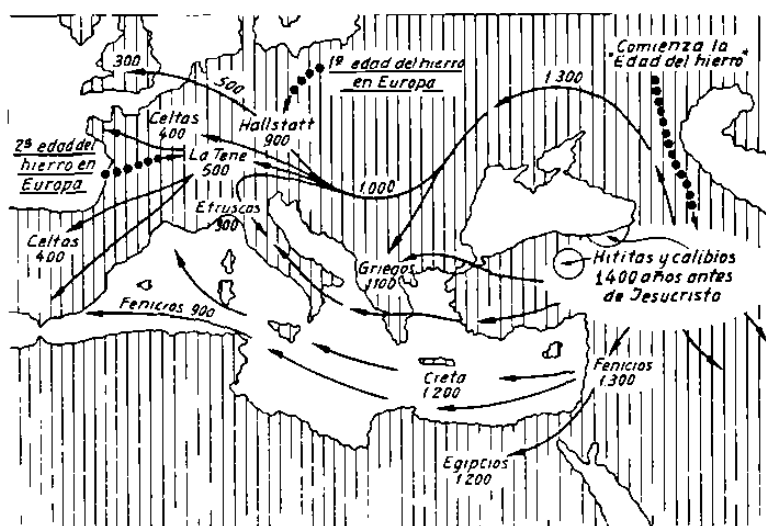


Fig. 1.1

Difusión del conocimiento del hierro y de su metalurgia, desde la zona montañosa del Cáucaso hacia diferentes países del área mediterránea y de Europa Central (años a. de J. C.).

Los calibios (del griego Chalibs, acero) fueron una tribu de raza escita que según antiguas tradiciones, **“eran muy hábiles en la fabricación del hierro y el acero”** sospechándose que fueron ellos quienes realmente descubrieron su fabricación. Aunque hay noticias bastante concretas de que el hierro era ya conocido en Egipto en

épocas muy remotas, se consideraba como un metal precioso, muy difícil de conseguir en las épocas anteriores al año 1,000 a.C.

Puede decirse que hasta los años 1,000 y 1,200 a.C. no se empezó a obtener y a utilizar el hierro en cantidades relativamente importantes.

El uso del hierro y el conocimiento de sus métodos de fabricación se extendió luego progresivamente por todo el Oriente Medio y hacia el año 1,000 a.C. fue cuando la metalúrgia del hierro comenzó verdaderamente a ser conocida en Egipto, Siria, Anatolia, Fenicia, Creta, Chipre, Grecia, etcétera.

Hacia el año 800 a.C. la fabricación del hierro adquirió ya bastante importancia y la conocían la mayoría de los pueblos que vivían en aquella época en Oriente Medio.

Son muy completos los estudios realizados por **H.C. Carpenter** y **J.M. Robertson** de varias herramientas, pertenecientes a la colección egipcia de la Universidad de Londres (**Figura 1.2**). Corresponden a los años 700 a 1,200 a.C. y fueron encontradas en Egipto, pero no se tiene certeza de que fueran fabricadas por los egipcios. Las conclusiones sacadas por citados investigadores después de estudiar diferentes puntos de las piezas, sus composiciones, dureza, microestructuras, etc., son de gran interés y han ayudado mucho a conocer la evolución de los progresos conseguidos en la fabricación del hierro y del acero y sus tratamientos térmicos en los años 500 a 1,200 a.C. Carpenter y Robertson, al referirse a esas herramientas, dicen:

"El proceso empleado en su fabricación era muy primitivo y, al estudiar la microestructura, se ve que no consiguieron fabricar hierro puro, ya que todas ellas contienen mucha escoria y en todas hay variaciones de composición muy importantes de unos puntos a otros".

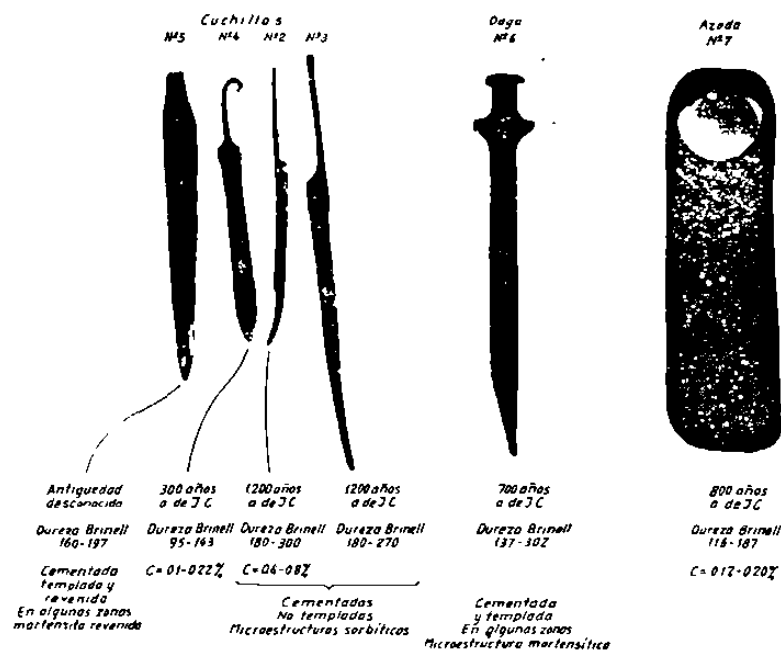


Fig. 1.2  
Estudio de algunas herramientas egipcias fabricadas en los años 700 a 1200 a. de J.C.

En la **Figura 1.2** se observa que las piezas 2 y 3 están cementadas pero no templadas, la 6 está cementada y templada y la número 5 está cementada, templada y revenida.

Con el estado actual de nuestros conocimientos, se puede afirmar que la fabricación del acero se inició hacia el año 1,200 a.C. El acero se obtenía por cementación, es decir, carburando el hierro dulce por la acción del carbono y del óxido del carbono a elevada temperatura. Hacia el año 700 a.C. ya se conocía el temple de los aceros, y hacia el año 500 se comenzó a utilizar el revenido.

Hacia la mitad del primer milenio a.C. cuando todavía el bronce tenía en todo el mundo civilizado gran preponderancia, se comenzaron a descubrir las grandes posibilidades del hierro, debidas principalmente a:

- 1. La abundancia de sus minerales .**
- 2. La posibilidad de darles formas muy variadas por forja en caliente.**
- 3. A su elevada dureza muy superior a la del oro, cobre y bronce.**

Luego se descubrió la posibilidad de transformar el hierro por cementación en acero, que tenía la valiosa propiedad de adquirir una dureza extraordinaria en el temple.

Se vió que era posible fabricarlo prácticamente en todos los países sin las limitaciones que tenían el oro, el cobre y el estaño, cuyos minerales eran muy escasos y muchos más difíciles de encontrar que los del hierro.



En la época romana, el hierro era ya el elemento esencial para la fabricación de armas, instrumentos de agricultura y herramientas de todas clases. Los romanos favorecieron y activaron mucho su fabricación en todos los países que conquistaron, en especial en aquellos en que el mineral de hierro era abundante, como en España, Inglaterra, Carintia, etc.

Los pueblos de la edad media no aportaron mejoras importantes en los procesos de obtención del hierro, y olvidaron, en cambio muchos de los procedimientos y técnicas empleados por la civilizaciones del Oriente Medio.

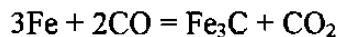
Todos los métodos empleados para fabricar el hierro en el primer período de la siderurgia, es decir, en los años anteriores al siglo XVI, fueron muy similares. La evolución de los procedimientos de fabricación del hierro dulce fue muy lenta, diferenciándose entre sí relativamente muy poco los hornos y los métodos de trabajo que se emplearon en aquellas épocas.

Puede decirse que, durante la Edad Media, los procedimientos de fabricación del hierro permanecieron estacionarios. Posteriormente, en los años próximos al descubrimiento de América, fue cuando se produjeron en el Occidente de Europa notables progresos en los procesos de fabricación del hierro dulce que marcaron el comienzo del " **segundo período de la Siderurgia** ".

## 1.2 FABRICACIÓN DEL ACERO POR CEMENTACIÓN EN LA ANTIGÜEDAD

La *cementación* es el más antiguo procedimiento empleado para fabricar acero. Consistía en colocar, dentro de unos pequeños crisoles de arcilla, el hierro dulce rodeado con pequeños trozos de carbón vegetal del tamaño aproximado de granos de arroz. Los crisoles ( un poco mayores que el puño de una persona) bien cerrados por su parte superior con barro o arcilla, se introducían luego en un fuego o en un horno primitivo, donde se calentaban a temperaturas del orden de 925 a 1,100°C.

Así, el hierro (C = 0,10%), calentado a temperaturas superiores a 925° absorbía carbono y se transformaba en acero (C = 1%), que se caracterizaba principalmente porque admitía el temple y con ese tratamiento adquiría una dureza extraordinaria. Este proceso de carburación del hierro por la acción del carbono, se realizaba de acuerdo con la siguiente reacción:



En el material aparece un nuevo microconstituyente, el carbono de hierro o cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), que junto con la ferrita (Fe) es uno de los constituyentes fundamentales de los aceros. Este proceso se tratará con más detalle en el capítulo 8 de esta obra.

### 1.3 ACEROS DE DAMASCO

El acero de Damasco, que tuvo gran fama en la antigüedad y se empleaba principalmente para fabricar las célebres espadas, sables, puñales, etc., se caracterizaba por ser muy heterogéneo. Con un ligero ataque con ácido destacaban fácilmente diferentes zonas segregadas, que quedaban dispuestas en las formas más variadas y caprichosas. Estas armas quedaban, además, con una estructura muy fina y tenaz, gracias a la forma especial de forjar que empleaban y por el método de martillar o batir el acero después del temple a temperaturas relativamente bajas.

Existen dos teorías sobre el método empleado para la fabricación de los aceros de Damasco.

Algunos piensan que el acero de Damasco se obtenía formando paquetes con barritas entremezcladas de hierro y acero, que se calentaban juntas en la fragua y luego se soldaban por forja en caliente. El material quedaba formado por capas alternadas de hierro y acero que luego, al ser atacadas por ácido, presentaban un aspecto heterogéneo o damasquinado (**Figura 1.3**). Por nuevas forjas se obtenían armas, cuchillos, etc.

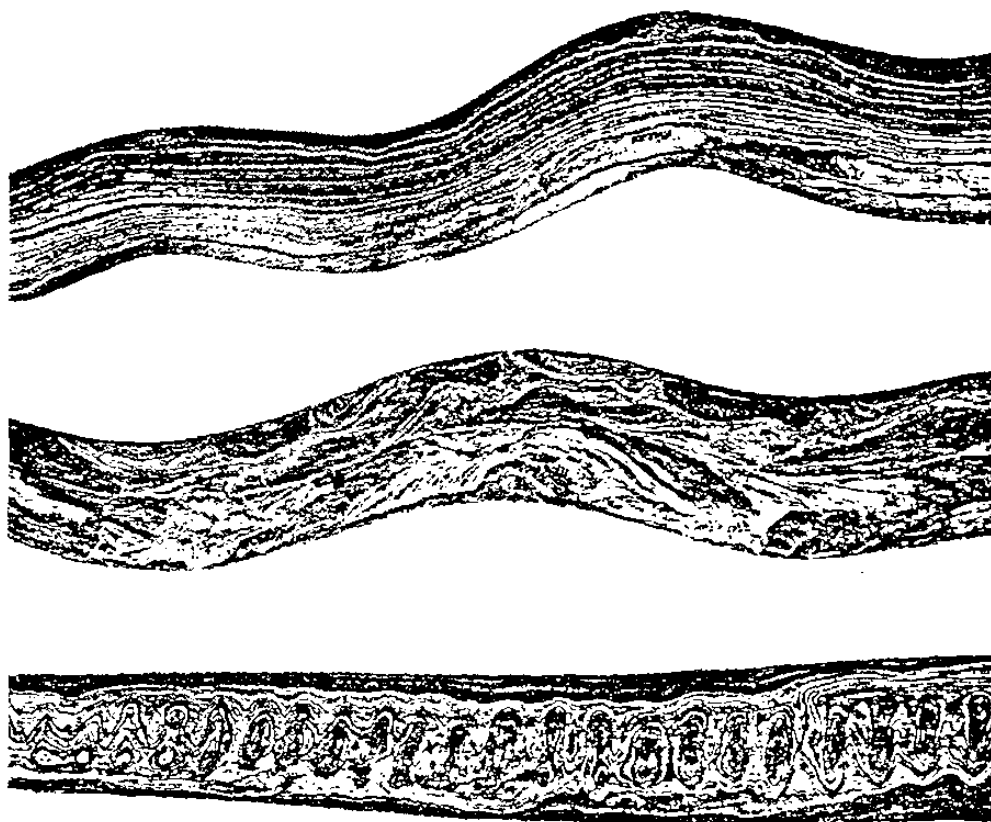


Fig. 1.3  
Antiguas espadas Damasquinadas en las que se observan los dibujos formados por la segregación de los diferentes constituyentes.

Otros investigadores piensan que, para la fabricación de los antiguos sables y dagas, los artifices y forjadores de Damasco utilizaban aceros Wootz, fabricados en la India, Persia u otras regiones vecinas, donde el acero se obtenía en crisoles por carburación y fusión más o menos incompleta de barritas de hierro. Debido a que los pequeños tochos de acero así obtenidos eran muy heterogéneos, luego el aspecto de las armas fabricadas con esos aceros, pulidas y atacadas con ácido, presentaban líneas y dibujos muy característicos.

## 1.4 OBJETIVOS Y FUNDAMENTOS DEL TRATAMIENTO

### TÉRMICO

Desde la antigüedad, el inmenso valor de los metales para el progreso de la civilización se pudo atribuir a la facilidad con que se podían conformar plásticamente a una temperatura ambiente y con mayor facilidad aun a temperaturas elevadas. En segundo lugar, solo a su comportamiento elástico y plástico se debe la capacidad del hierro que contiene carbono, llamado acero para volverse muy duro al ser calentado y luego rápidamente enfriado en un medio como el agua. Otros métodos de tratamiento térmico como el temple, el recocido y el alivio de esfuerzos tienen también un gran efecto en los metales. La alta calidad de las espadas hechas en Damasco ha sido legendaria desde Alejandro El Grande. El procedimiento para hacer estas espadas se mantenía en secreto y nunca se descubrió. Ahora se cree que el procedimiento de forjar, y lo que es más importante, el proceso de tratamiento térmico que se utilizó, producían este acero al carbono extraordinariamente duro y tenáz.

En la actualidad existen muchas clases de aceros aleados y aceros para herramienta, cada uno de los cuales requiere a menudo tratamientos térmicos especiales en su proceso de manufactura para darles las cualidades necesarias. Además, muchos metales no ferrosos como el aluminio y el titanio se someten a tratamientos térmicos para incrementar su resistencia mecánica y su durabilidad.

La manufactura de maquinaria, automóviles, aviones modernos y vehículos espaciales, así como la de productos de consumo, no sería posible sin la tecnología de los tratamientos térmicos de los metales.

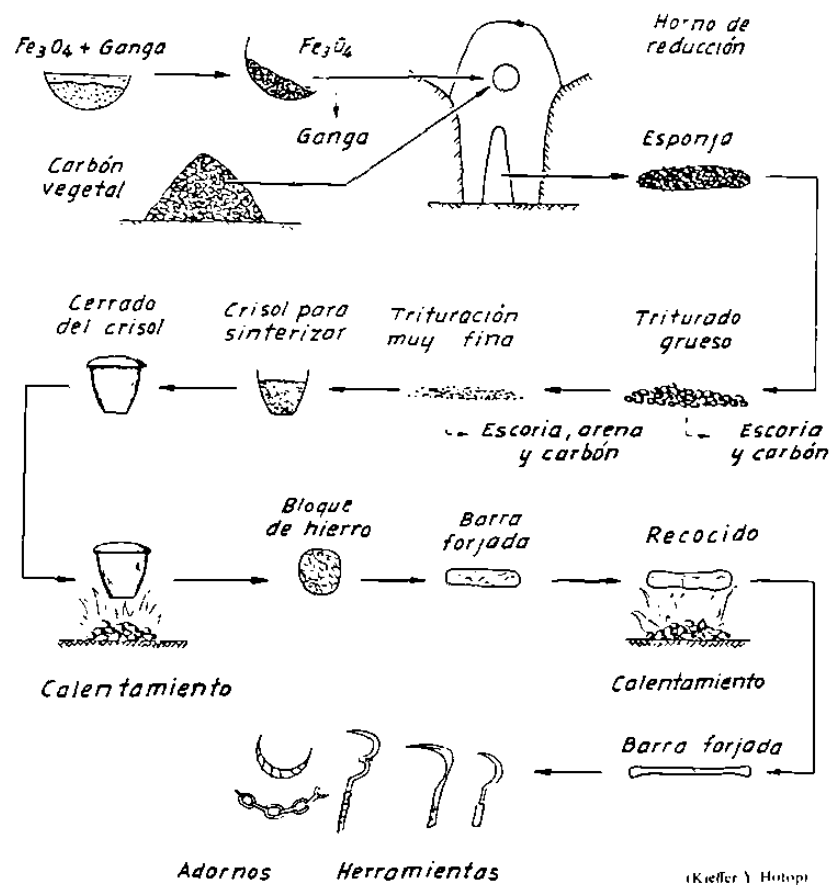


fig. 1.4  
Esquema general del proceso utilizado para la obtención de herramientas y adornos de hierro en mandara.

## CAPITULO II

# DIAGRAMA DE EQUILIBRIO HIERRO - CARBURO DE HIERRO

### 2.1 INTRODUCCIÓN

Para poder comprender los principios básicos que intervienen en el tratamiento térmico del hierro y del acero se debe entender primero el *diagrama hierro-carbono*. (Figura 2.1).

El hierro es un *metal alotrópico*, lo cual significa que puede existir en más de un tipo de estructura reticular, dependiendo de la temperatura. La **Figura 2.2** muestra los cambios de fases que se presentan en la curva de enfriamiento del hierro puro.

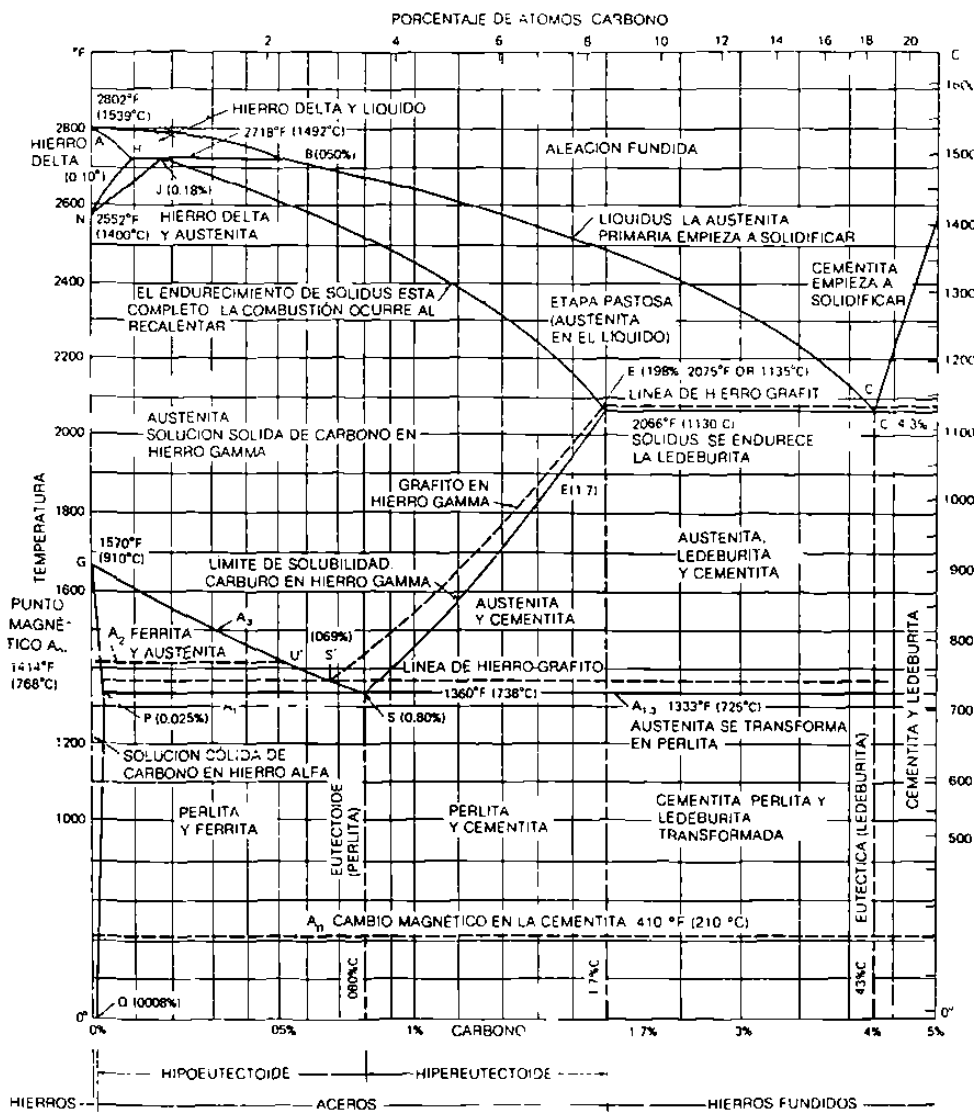


Fig. 2.1 Diagrama simplificado hierro-carbono en el que aparecen las temperaturas en equilibrio o enfriamiento lento.

Cuando el hierro primero solidifica a 1,538°C, está en la forma b.c.c. (cúbica centrada en el cuerpo) y (delta). Para ulterior enfriamiento, a 1,401°C, ocurre un cambio de fase y los átomos se acomodan por sí mismos en la forma (gamma), que es f.c.c. (cúbica centrada en la cara) y no magnética. Cuando la temperatura alcanza 908°C, ocurre otro cambio de fase de hierro gamma f.c.c. no magnético a hierro alfa b.c.c. no magnético. Finalmente, a 768°C, el hierro alfa se hace magnético sin cambio en la estructura reticular.



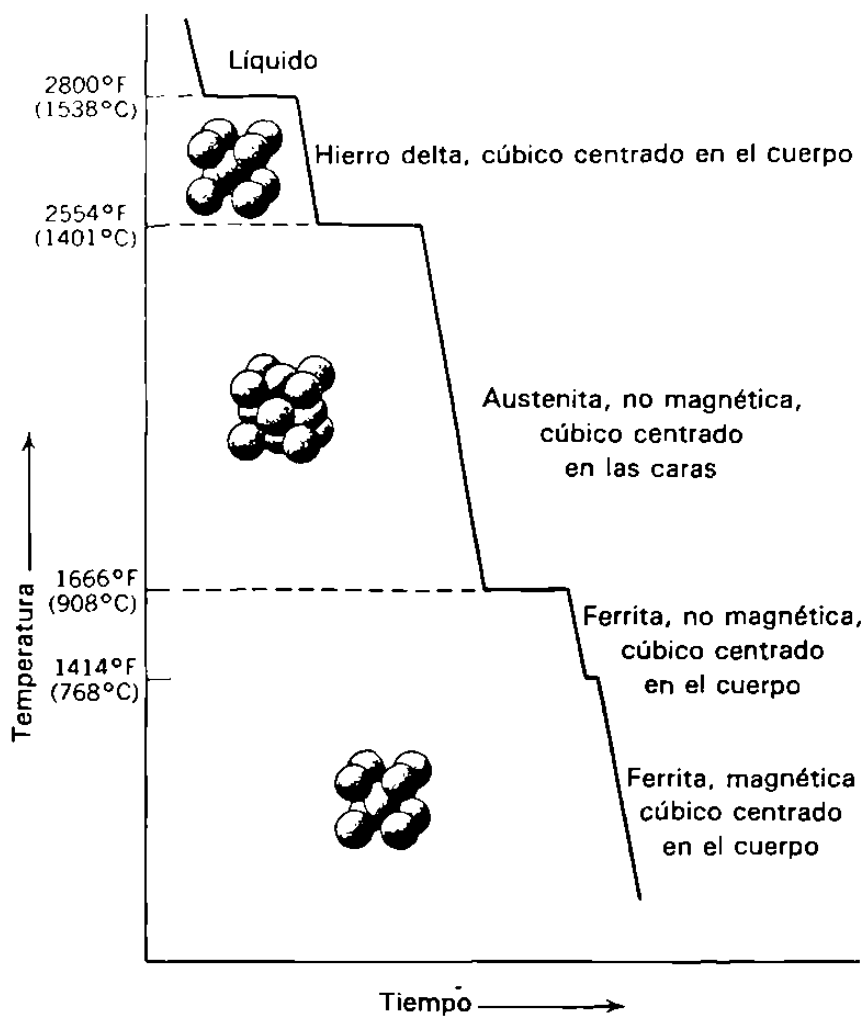


Fig. 2.2

Curva de enfriamiento para el hierro puro. A medida que el hierro en la fase líquida se enfría lentamente (o cuando se calienta pasa de sólido a líquido), presenta estas transformaciones alótropicas.

## 2.2 DIAGRAMA HIERRO - CARBURO DE HIERRO

La temperatura a que tienen lugar los cambios alótropicos en el hierro está influenciada por elementos de aleación, de los cuales el más importante es el carbono.

El porcentaje de carbono en el hierro aumenta hacia el lado derecho del diagrama y termina en 6.67% de carbono. El diagrama finaliza ahí porque 6.67% de carbono en

peso es el contenido de carbono que hay en el compuesto carburo de hierro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) y no se obtendría ninguna otra información útil si se incluyera más carbono. La mayor parte del diagrama esta comprendida por los hierros fundidos que tienen un contenido mayor del 2% de carbono. Cuando se tienen contenidos menores del 2% de carbono se esta obteniendo acero.

El área comprendida dentro de las líneas discontinuas (**Figura 2.3**) es la porción de acero en el diagrama hierro-carbono y es el área más importante para los tratamientos térmicos.

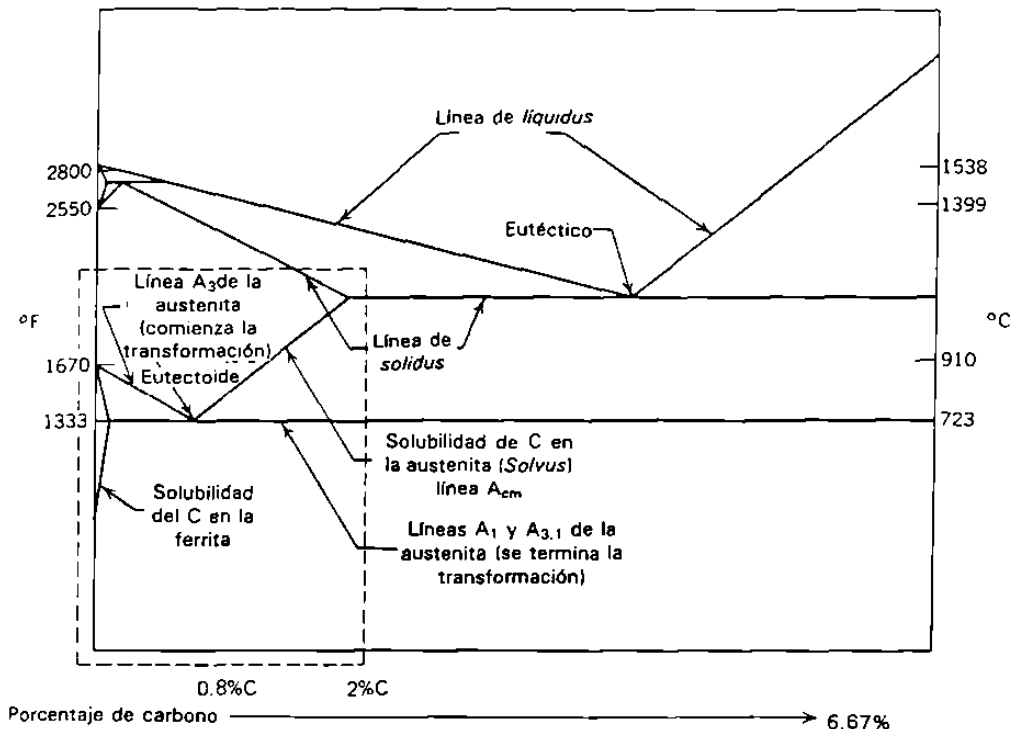


Fig. 2.3  
Diagrama hierro-carbono mostrando la porción de acero y su área de tratamientos térmicos.

El *eutéctico* que aparece en el diagrama significa la temperatura de fusión más baja. En cualquiera de los lados del punto eutéctico, los hierros fundidos solidifican lentamente en un intervalo de temperatura que va desde la línea liquidus a la de

solidus, en el cual el metal esta en un estado pastoso, pero en el punto eutéctico, solidifica instantáneamente como un metal puro.

El *eutectoide* que aparece en la porción de acero es parecida, pero no equivalente al eutéctico. Como el metal esta ahora en estado sólido, la palabra no se refiere a solidificación sino a la temperatura de transformación mas baja de la austenita en ferrita. Además, a cada lado del eutectoide la transformación es gradual en un intervalo de temperatura, pero en el eutectoide, es casi instantánea. En la austenita puede haber hasta 2% de carbono observando esto en la **fig. 2.1** arriba de las líneas  $A_3$  y  $A_{cm}$ . Cuando se enfría lentamente la austenita (**Figura 2.4 a**) con un contenido de carbono de 0.8% (eutectoide) se produce una microestructura 100% perlítica (**Figura 2.4 c**).

La perlita esta formada por placas alternadas de un compuesto de hierro-carbono llamado cementita  $Fe_3C$  y hierro relativamente puro llamado ferrita. Como hay menos carbono que en el eutectoide, cuando se enfría lentamente se originan granos enteros de perlita y granos de ferrita en proporciones que dependen de la cantidad de carbono presente.

Cuando estos aceros hipoeutectoides se enfrían desde un punto de la línea  $A_3$  hasta la línea  $A_1$ , experimentan una transformación en un intervalo de descenso de temperatura. En dicho intervalo el carbono contenido en la austenita forma los granos de perlita del *acero eutectoide*, eliminando el carbono de los granos anteriores de austenita y dejando la ferrita en los contornos de esos granos . Se forman granos regulares completos de ferrita dependiendo de la rapidez de enfriamiento y del contenido de carbono (**Figura 2.4 b**).

Cuando el *acero hipereutectoide* (acero que contiene más carbono que el eutectoide) se enfría lentamente desde un punto de la línea  $A_{cm}$ , el exceso de carbono por encima del 0.8% comienza a formar cementita en los límites de los granos previos

de austenita ya que la línea  $A_{cm}$  es el punto de solubilidad de la cementita. Dentro de los granos se forma la composición eutectoide y en la línea  $A_{3,1}$  los granos se convierten en el 100% de perlita con una red de cementita en los límites de éstos (Figura 2.5).

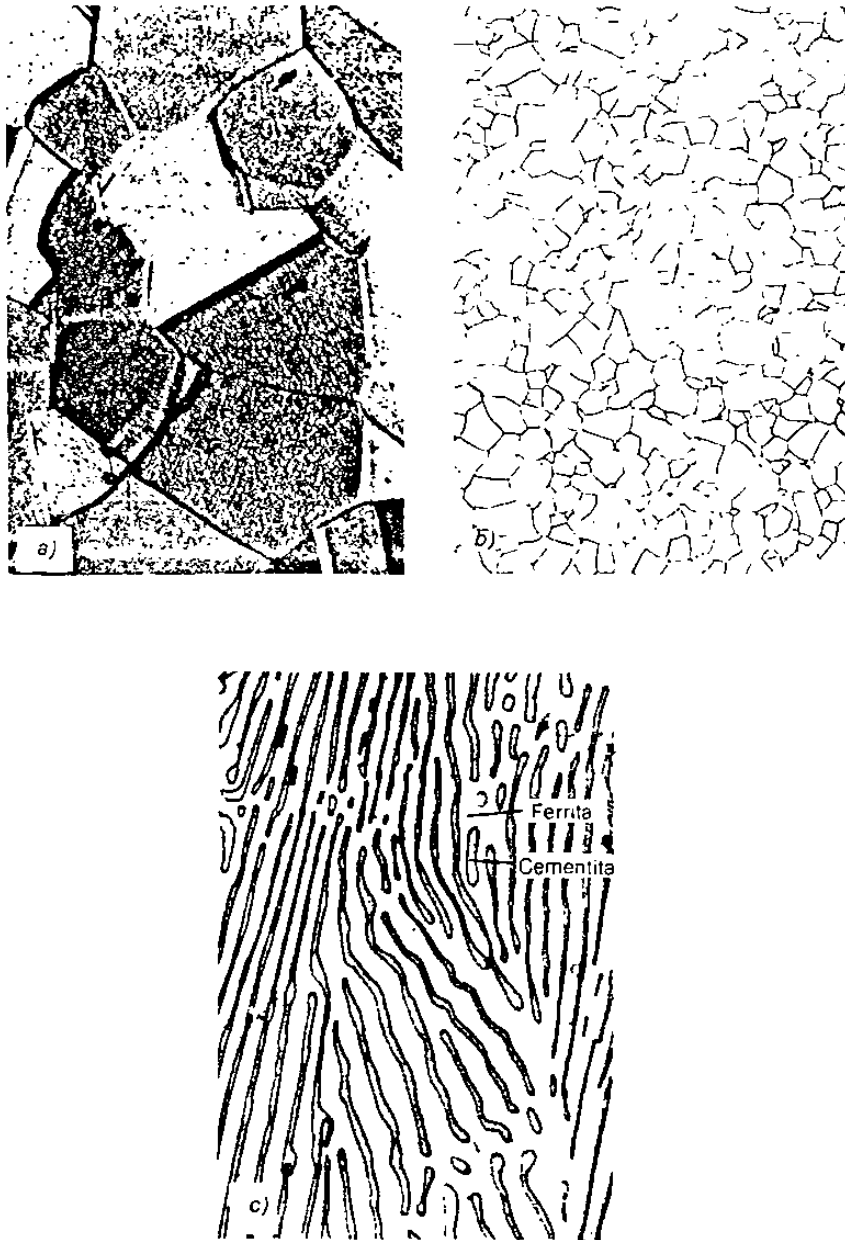


Fig. 2.4  
Microestructura de: a) Austenita 500X; b) Ferrita. 100 X; c) Perlita 2500X;  
Research Laboratory, U.S. Steel Corporation

## 2.3 DEFINICIÓN DE ESTRUCTURAS

Ahora se definirán los nombres que por razones descriptivas o conmemorativas, se han asignado a las estructuras que aparecen en este diagrama.

La **cementita** o **carburo de hierro**: (Figura 2.5), fórmula química  $Fe_3C$ , contiene 6.67% de C por peso. Es un compuesto intersticial típicamente duro y frágil de baja resistencia tensil (aprox. 5000 lb/pulg<sup>2</sup>), pero de alta resistencia compresiva. Es la estructura más dura que aparece en el diagrama. Su estructura cristalina es ortorrómbica.

**Austenita** : (Figura 2.4 a) es el nombre dado a la solución sólida delta . Es una solución sólida intersticial de carbón disuelto en hierro delta (f.c.c.). La máxima solubilidad es del 2% de C a 1129.44°C ( punto C). Las propiedades promedio son: resistencia tensil, 150,000 lb/pulg<sup>2</sup>, elongación, 10% en 2 pulg.; dureza, 40 Rockwell C aproximadamente; tenacidad alta. Generalmente no es estable a la temperatura ambiente.

**Ferrita** : (Figura 2.4 b) es una solución sólida intersticial de una pequeña cantidad de carbón disuelta en hierro alfa (b.c.c.). La máxima solubilidad es 0.025% de carbono a 768°C y disuelve 0.008% de carbono a temperatura ambiente. Es la estructura más suave que aparece en el diagrama sus propiedades medias son: resistencia tensil 40,000 lb/pulg<sup>2</sup>; elongación 40% en 2 pulg; dureza 90 Rockwell B (0 Rc).

**Perlita** : (Figura 2.4 c) es la mezcla eutectoide que contiene 0.8% de carbono y se forma a 768°C a un enfriamiento muy lento. Es una mezcla muy fina, tipo placa o laminar de ferrita y cementita. Sus propiedades medias son: resistencia tensil 120,000 lb/pulg<sup>2</sup>; elongación 20% en 2 pulg.; dureza 20 Rockwell C.

*Ledeburita* es la mezcla eutéctica formada de austenita y cementita contiene 4.3% de carbono y se forma a  $1,129^{\circ}\text{C}$ .

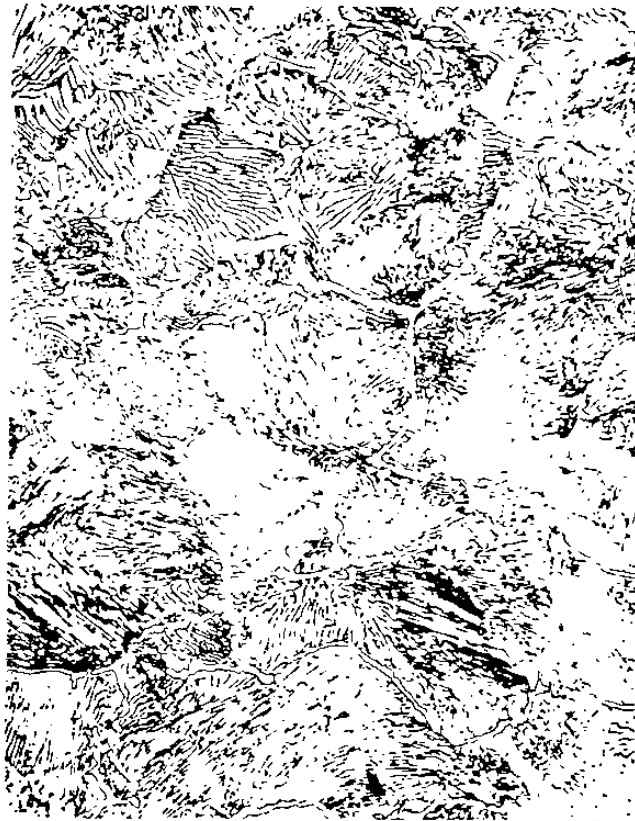


Fig. 2.5  
Formación de Perlita y Cementita en acero con 1.2 % de carbono 500X  
Cortesía: U.S. Steel Corp.

## CAPITULO III

# TRATAMIENTO TÉRMICO DEL ACERO

### 3.1 INTRODUCCIÓN

El cambio o modificación de las propiedades de un material con calentamiento y enfriamiento controlados se denomina *tratamiento térmico* y es un término genérico que incluye los procesos de reblandecimiento, endurecimiento y tratamiento de superficies. El *reblandecimiento* incluye, por ejemplo, liberar esfuerzos, recocido, normalización y esferoidización. El *endurecimiento* abarca procesos como templado en martensita, templado en austenita y endurecimiento entre sí.

Entre los procesos para tratamiento de superficie se encuentra *nitruración*, *cianuración*, *carburación* y *endurecimiento por inducción y a la flama*.

Estos procesos se efectúan para aumentar la resistencia y dureza, mejorar la ductilidad, mejorar la facilidad de trabajo, liberar esfuerzos, desesforzar, endurecer herramientas y modificar las propiedades eléctricas y magnéticas de los materiales.

Como todos estos procesos implican cambios o modificaciones en la estructura del material, se necesitan conocimientos de metalúrgia o de físico - químico para conocerlos a fondo. Por tanto, sólo se describirán los aspectos sencillos de éstos procesos.

El tratamiento térmico, incluye calentar y enfriar la pieza de trabajo para alterar su estructura. Para evitar o minimizar los efectos indeseables de la configuración de la pieza de trabajo, en el acabado de la superficie y en las tolerancias dimensionales, la preparación del trabajo y el tipo de pieza de trabajo antes del tratamiento, son factores que deben considerarse. Se ha encontrado que la forma física o el diseño de una pieza se refleja en el tratamiento térmico. Por tanto, se deben tener en cuenta factores básicos a considerar, como el equilibrio de las áreas de masa, evitar esquinas agudas y cortes internos como cuñeros y mantener el mismo espesor de los cubos de engranes, poleas y herramientas de corte.



Así mismo se debe tener en cuenta que se requiere un conocimiento básico de los efectos de algunos procesos de tratamiento térmico sobre el acabado de superficies y tolerancias dimensionales. También se debe determinar si el material puede someterse al tratamiento térmico.

Se tratan térmicamente no sólo las piezas semiacabadas (bloques, lingotes, planchas, etc.), con objeto de disminuir su dureza, mejorar la maquinabilidad y preparar su estructura para el tratamiento térmico definitivo posterior, sino también las piezas terminadas y las herramientas, con el fin de proporcionarles las propiedades definitivas y exigidas.

### **3.2 RECOCIDO TOTAL**

Este proceso consiste en calentar el acero a la temperatura adecuada y luego enfriar lentamente a lo largo del intervalo de transformación, preferentemente en el horno o en cualquier material que sea buen aislante al calor.

El propósito del recocido suele ser refinar el grano, proporcionar suavidad, mejorar las propiedades eléctricas y magnéticas y, en algunos casos, mejorar el maquinado. Como la masa total del horno debe enfriarse junto con el material, el recocido es un proceso de enfriamiento muy lento y, por tanto, llega a estar muy próximo al diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro.

Supóngase que hay un acero de grano grueso al 0.20% de carbono (hipoeutectoide) y que se desea refinar el tamaño del grano por recocido. La **Figura 3.1** muestra la microestructura. Cuando este acero se calienta, no ocurrirá cambio alguno hasta que la línea  $A_1$  (crítica inferior) se cruza. A esa temperatura, las áreas de perlita se transformarán en pequeños granos de austenita por medio de la reacción eutectoide, pero los grandes granos de ferrita originales permanecerán invariables (**Figura 3.1 b**).

El enfriamiento desde esta temperatura no refinará el grano. Si se continúa el calentamiento entre las líneas  $A_1$  y  $A_3$  será posible que los grandes granos de ferrita se transformen en pequeños granos de austenita, de manera que por encima de la línea  $A_3$  (crítica superior) toda la microestructura mostrará sólo pequeños granos de austenita (**Figura 3.1 c**).

El enfriamiento subsecuente del horno dará lugar a pequeños granos de ferrita proeutectoide y pequeñas áreas de gruesa perlita laminar (**Figura 3.1 d**); por tanto, la temperatura de recocido adecuada para aceros hipoeutectoides es de aproximadamente  $10^\circ\text{C}$  por encima de la línea  $A_3$  (crítica superior).

El refinamiento del tamaño de grano de acero hipereutectoide tendrá lugar a unos  $10^\circ\text{C}$  por encima de la línea de temperatura crítica inferior ( $A_{3,1}$ ). El calentamiento por encima de esta temperatura hará más gruesos los granos austeníticos, los que al enfriarse se transformarán en grandes áreas perlíticas.

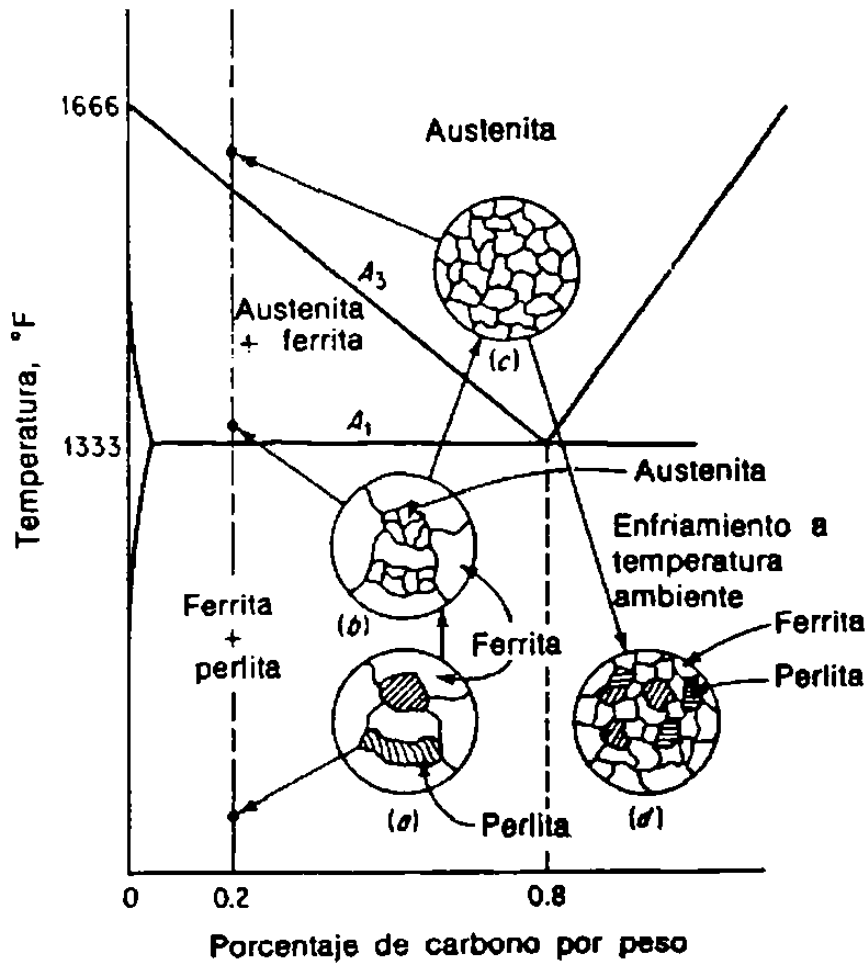


Fig. 3.1

Representación esquemática de los cambios en microestructura durante el recocido de un acero al 0.20% de carbono. a) Estructura original, ferrita y perlita de grano grueso. b) justo por encima de la línea A<sub>1</sub>, la perlita se ha transformado en pequeños granos de austenita y la ferrita no ha cambiado. c) Por encima de la línea A<sub>3</sub>, solo austenita de grano fino y pequeñas áreas perlíticas.

La microestructura del acero recocido hipereutectoide consistirá en gruesas áreas de perlita laminar, rodeadas por una red de cementita proeutectoide. Debido a que este exceso de red de cementita es frágil y tiende a ser un plano de fragilidad, el recocido nunca debe constituir un tratamiento térmico final para los aceros hipereutectoides. La presencia de una frontera de grano gruesa y dura producirá una maquinabilidad deficiente.

La presencia de la red frágil resulta en una caída en resistencia tensil superior al 0.8% de carbono (vease la **Tabla 3.1**). La **Figura 3.2** muestra el intervalo de recocido adecuado para los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides.

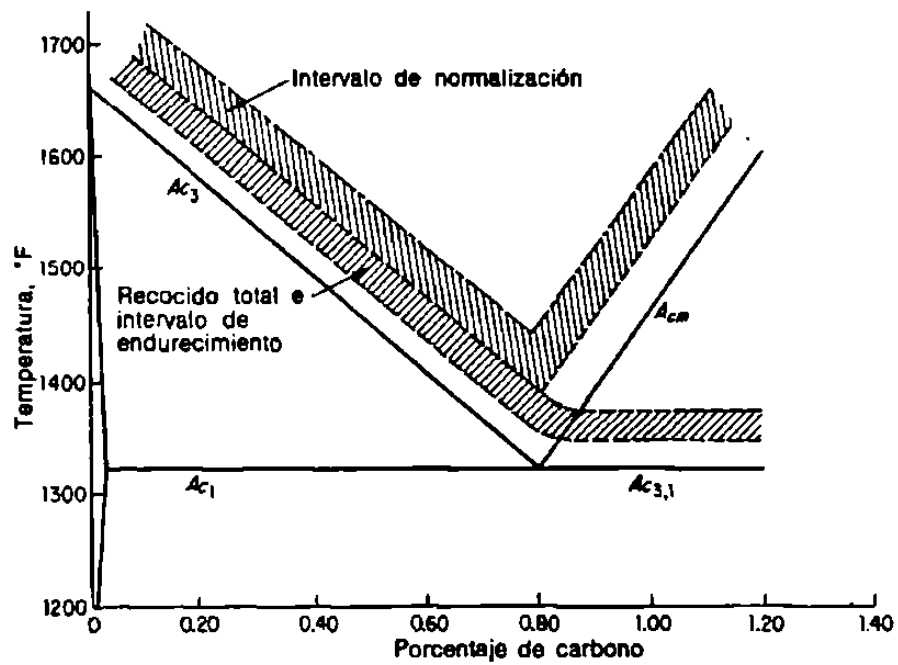


Fig. 3.2  
Intervalo de recocido, normalización y endurecimiento para aceros al carbono

**TABLA 3.1 Propiedades mecánicas de aceros normalizados y recocidos**

CARBONO PORCENTAJE	PUNTO DE CEDENCIA	RESISTENCIA TENSIL 1000 Lb/Pulg <sup>2</sup>	ELONGACION PORCENTAJE 1000 Lb/Pulg <sup>2</sup>	REDUCCION EN ÁREA % EN 2 PULG	BHN
Normalizado (acero laminado en caliente)					
0.01	26	45	45	71	90
0.20	45	64	35	60	120
0.40	51	85	27	43	165
0.60	60	109	19	28	220
0.80	70	134	13	18	260
1.00	100	152	7	11	315
1.20	100	153	3	6	315
1.40	96	148	1	3	300
Recocido					
0.01	18	41	47	71	90
0.20	36	59	37	64	115
0.40	44	75	30	48	145
0.60	49	96	23	33	190
0.80	52	115	15	22	220
1.00	52	108	22	26	195
1.20	51	102	24	39	200
1.40	50	99	19	25	215

### 3.3 ESFEROIDIZACION

Como se hizo notar previamente, un acero recocido hipereutectoide con una microestructura de perlita y una red de cementita suele dar una maquinabilidad deficiente. Como la cementita es dura y frágil, la herramienta de corte no puede cortar a través de estas placas. En vez de eso, las placas tienen que ser quebradas; por tanto, la herramienta se somete a continua carga de choques por las placas de cementita y resulta una superficie final mellada.

Un proceso de tratamiento térmico que mejorará la maquinabilidad se conoce como recocido de esferoidización. Como se muestra en la **Figura 3.4** este proceso producirá una forma de carburo esferoidal o globular en una matriz ferrítica; puede emplearse uno de los métodos siguientes:

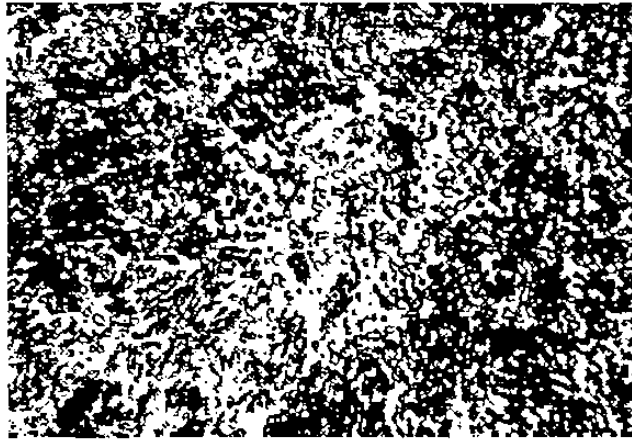


Fig. 3.4  
Acero al 1% de carbono esferoizado y recocido, que muestra cementita esferoizada en una matriz de ferrita. Atacada químicamente en nital al 2 %, 750x.

1. Mantener durante un tiempo prolongado a una temperatura justamente por debajo de la línea crítica inferior.
2. Calentar y enfriar alternadamente entre las temperaturas que están justamente por encima o por debajo de la línea crítica inferior.
3. Calentar a una temperatura o por encima de la línea crítica inferior y luego enfriar muy lentamente en el horno o mantener a una temperatura justo por debajo de la línea crítica inferior.

Mantener durante un tiempo prolongado a la elevada temperatura despedazará completamente la estructura perlítica y la red de cementita. La cementita se convertirá en esferas, que es la forma geométrica de mayor equilibrio con sus alrededores. Las partículas de cementita y la estructura completa se puede llamar esferoidita (**Figura 3.4**). Esta microestructura contrasta con la mostrada en la **Figura 3.2**.

Nótese que, en ambos casos, la microestructura está constituida por ferrita y cementita. La diferencia está en la forma de la cementita, lo cual afecta grandemente las propiedades de los materiales. La estructura esferoidizada es deseable cuando es importante una mínima dureza, una máxima ductilidad o una máxima maquinabilidad en aceros al alto carbono. Los aceros al bajo carbono rara vez se esferoidizan por maquinado, porque en la condición esferoidizada son excesivamente suaves y "gomosos". La cortadura tenderá a empujar el material en vez de cortarlo, provocando excesivo calor y deterioro en la punta de la herramienta de corte.

Algunas veces, los aceros al medio carbono se esferoidizan mediante recocido para obtener máxima ductilidad para ciertas operaciones de trabajo. Si el acero se mantiene demasiado tiempo a la temperatura de esferoidización por recocido, las partículas de cementita se juntarán y se alargarán, reduciendo de esta manera la maquinabilidad.

### **3.4 RECOCIDO POR ELIMINACIÓN DE ESFUERZOS**

Este proceso, algunas veces llamado *recocido subcrítico*, es útil para eliminar esfuerzos residuales debido a un fuerte maquinado u otros procesos de trabajo en frío. Generalmente se lleva a cabo a temperaturas por debajo de la línea crítica inferior (573.33 a 684.44°C).

### **3.5 RECOCIDO DE PROCESO**

Este tratamiento térmico se utiliza en las industrias de lámina y alambre y se lleva a cabo al calentar el acero a una temperatura por debajo de la línea crítica inferior (573.33 a 712.22°C). Se aplica después del trabajado en frío y suaviza el acero, mediante recristalización, para un trabajado ulterior; es muy parecido al recocido para eliminación de esfuerzos.



# CAPITULO IV

## NORMALIZADO

### 4.1 INTRODUCCIÓN

El *normalizado* es uno de los tratamientos térmicos más fáciles de efectuar. Se utiliza lo mismo para piezas fundidas, forjadas o mecanizadas, y sirve para afinar la estructura y eliminar las tensiones que suelen aparecer en la solidificación, forja o en otras operaciones posteriores.

Como el nombre indica, se da este tratamiento a los aceros para que den con los constituyentes y características que puedan considerarse normales o propios de su composición.

Se efectúa no sólo después de la forja o laminación, sino también después de ciertos sobrecalentamientos o enfriamientos hechos en malas condiciones y siempre que se quieren eliminar los efectos de cualquier calentamiento o tratamiento anterior.

## **4.2 PROPÓSITO DEL NORMALIZADO**

La normalización del acero se lleva a cabo al calentar aproximadamente  $37.77^{\circ}\text{C}$  por encima de la línea de temperatura crítica superior (A o  $A_{cm}$ ) seguida por un enfriamiento en aire quieto hasta la temperatura ambiente. La **Figura 4.1** muestra el intervalo de temperatura para normalización.

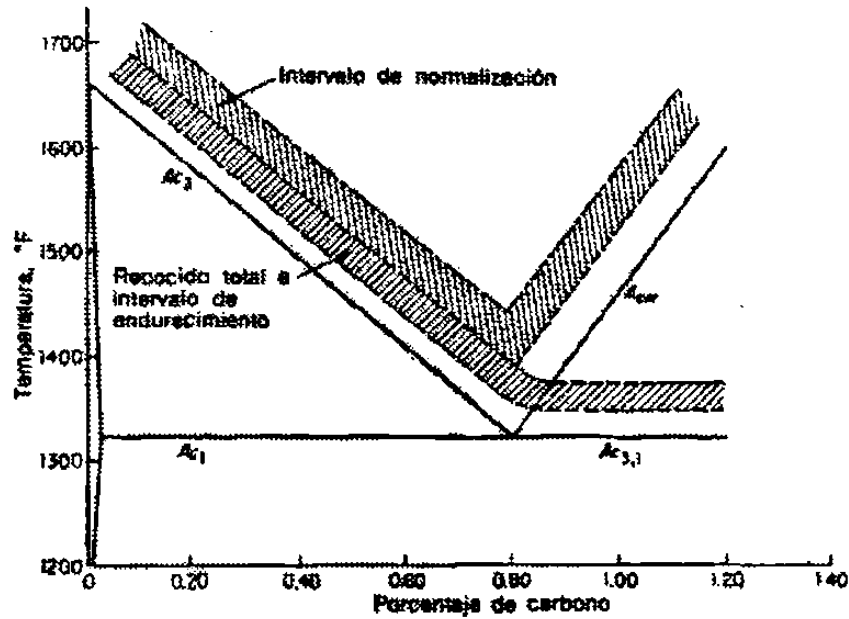


Fig. 4.1

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

El propósito de la normalización es producir un acero más duro y más fuerte que el obtenido por recocido total, de manera que para algunas aplicaciones la normalización pueda ser un tratamiento térmico final. Por tanto, para aceros hipereutectoides, es necesario calentar por encima de la línea  $A_{cm}$  a fin de disolver la red de cementita.

La normalización también puede utilizarse para mejorar la maquinabilidad, modificar y refinar las estructuras dendríticas de piezas de fundición, y refinar el grano y homogeneizar la microestructura para mejorar la respuesta en las operaciones de endurecimiento.

### 4.3 INFLUENCIA DEL MEDIO DE ENFRIAMIENTO

El incremento en la rapidez de enfriamiento por aire cuando se compara con el enfriamiento por horno afecta en varias formas la transformación de la austenita y de la microestructura resultante.

Como ya no se enfría en condiciones de equilibrio, el diagrama hierro-carburo de hierro no puede utilizarse para predecir las proporciones de ferrita y perlita proeutectoide o cementita y perlita proeutectoide que existirán a temperatura ambiente.

Hay menos tiempo para la formación de la constituyente proeutectoide; en consecuencia, habrá menos ferrita proeutectoide en los aceros normalizados hipoeutectoides y menos cementita proeutectoide en los aceros hipereutectoides en comparación con los aceros recocidos.

La **Figura 4.2** muestra la microestructura de un acero normalizado al 0.50% de carbono. En la condición de recocido, este acero tendría aproximadamente 62% de perlita y 38% de ferrita proeutectoide.

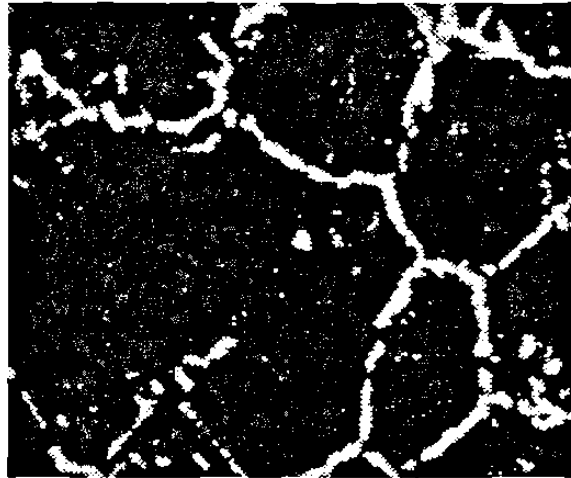


Fig. 4.2

Acero normalizado al 0.50% de carbono, calentado a 982.22 ° C y enfriado en aire;  
100x. Las áreas perlíticas están rodeadas por ferrita proeutectoide.

Debido al enfriamiento por aire, esta muestra tiene sólo como el 10% de ferrita proeutectoide, que es la red blanca que rodea las áreas oscuras de perlita. Para los aceros hipereutectoides, la normalización reducirá la continuidad de la red de cementita proeutectoide, y en algunos casos puede eliminarse por completo. Como la presencia de la red de cementita redujo la resistencia de los aceros hipereutectoides, los aceros normalizados deben mostrar un aumento en resistencia. Esto se indica por los valores de resistencia de la Tabla 4.1, particularmente para aceros que contienen más de 0.8% de carbono.

Aparte de influir la cantidad de constituyente proeutectoide que forma, la mayor rapidez de enfriamiento en la normalización también afecta la temperatura de la transformación de austenita y la fineza de la perlita. En general, mientras más rápido

sea el enfriamiento menor será la temperatura de transformación de la austenita y más fina será la perlita.

#### 4.4 DIFERENCIAS CON EL RECOCIDO

La **Figura 4.3** muestra esquemáticamente la diferencia en espaciamiento de las placas de cementita en la perlita entre recocido y normalizado.

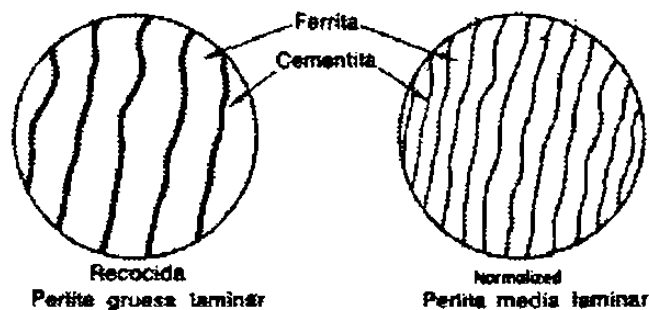


Fig. 4.3

Esquema que muestra la diferencia en estructura perlítica, debido al recocido y normalizado

La ferrita es muy suave en tanto que la cementita es muy dura. En el caso de perlita normalizada media, las placas de cementita más próximas entre sí tienden a endurecer la ferrita de modo que no ceder tan fácilmente, aumentando así la dureza. Si la perlita recocida gruesa tiene una dureza Rockwell C 10 aproximada, entonces la perlita normalizada media será Rockwell C 20 aproximadamente. El enfriamiento fuera

del equilibrio también cambia el punto eutectoide hacia un contenido de carbono más bajo en los aceros hipoeutectoides y hacia un contenido de carbono más alto en aceros hipereutectoides.

El efecto neto es que la normalización produce una estructura de perlita más fina y más abundante que la obtenida por recocido, lo cual resulta en un acero más duro y más fuerte.

Aunque tanto el recocido, la esferoidización y la normalización pueden emplearse para mejorar la maquinabilidad, el proceso que se utilice depende del contenido de carbono. Con base en muchos estudios, las microestructuras óptimas de los aceros para maquinado con diferentes contenidos de carbono suelen ser como sigue:

CARBONO %	MICROESTRUCTURA OPTIMA
0.06 a 0.20	Como laminado en frío
0.20 a 0.30	Inferior a 3 pulg de diámetro, normalizado; Superior a 3 pulg de diámetro como laminado en frío
0.30 a 0.40	Recocido, para dar perlita gruesa
0.40 a 0.60	Recocido, para dar perlita gruesa o esferoidita gruesa
0.60 a 1.00	100% de esferoidita, de gruesa a fina

# CAPITULO V

## TEMPLE O ENDURECIMIENTO DEL ACERO

### 5.1 INTRODUCCIÓN

El acero, con la excepción de algunos tipos especiales, puede ser endurecido por calentamiento a temperatura elevada y rápido enfriamiento posterior. Al proceso mediante el cual el acero se incrementa a su máxima dureza también se le conoce como *temple* o *templado* .

Es cierto que cada acero requiere su temperatura particular de calentamiento para temple, pero las experiencias demuestran que la temperatura para conseguir el



máximo de endurecimiento es afectada, de manera regular, por el *contenido de carbono* en el acero (Figura 5.1).

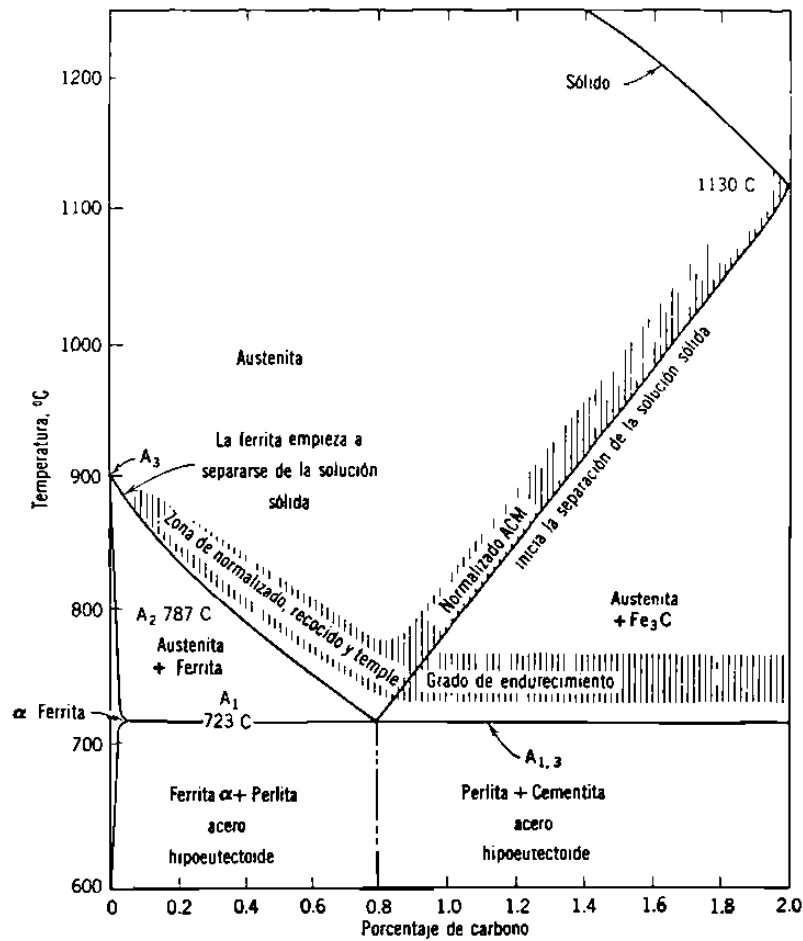


Fig. 5.1  
Intervalo de temperatura para el temple o endurecimiento de los aceros

Otro factor importante en el temple o en cualquier tratamiento térmico es la velocidad de calentamiento y de enfriamiento.

## 5.2 FACTORES QUE INFLUYEN EN EL TEMPLE

Otro factor importante en el temple o en cualquier tratamiento térmico es la *velocidad de calentamiento*.

En cualquier operación de tratamiento térmico, es importante la velocidad de calentamiento. El calor fluye del exterior hacia el interior del acero a una velocidad determinada. Si el acero se calienta demasiado rápido, el exterior se vuelve tan caliente como el interior y no se puede obtener una estructura uniforme. Si una pieza es irregular en su forma, lo más esencial es una velocidad lenta para eliminar alabeo o agrietamiento. Mientras mayor es la sección, mayor deberá ser el tiempo de calentamiento para lograr resultados uniformes. Aún después que se ha alcanzado la temperatura correcta, la pieza deberá mantenerse a esa temperatura por un periodo de tiempo suficientemente para permitir que su sección más gruesa obtenga una temperatura uniforme.

La dureza obtenida de un tratamiento dado depende de la *velocidad del temple*, del *contenido de carbono* y del *tamaño de la pieza*. En los aceros aleados, la clase y cantidad del elemento de aleación influye sólo en la templabilidad del acero y no afecta la dureza excepto en aceros sin templear o parcialmente templados.

[Para aceros de bajo y medio carbono, el temple en un baño de *agua* es un método de enfriamiento rápido que comúnmente se usa.

Para aceros de alto carbono y aleados se usa generalmente *aceite* como medio para el temple, debido a que su acción no es tan severa como la del agua. Algunos aceites comerciales, tales como el aceite mineral, tienen diferentes velocidades de enfriamiento y consecuentemente, imparten diferente dureza al acero al templarse. Para enfriamiento extremo, lo más efectivo es usar *salmuera* o rocío de agua. Ciertas aleaciones pueden endurecerse por enfriamiento al *aire* pero, para aceros ordinarios, la velocidad de enfriamiento que se obtiene es demasiado lenta para dar un efecto de endurecimiento apreciable. Las piezas grandes por lo común se templean en un baño de aceite, lo que tiene como ventaja el enfriarlas rápidamente abajo de la temperatura ambiente, siendo así no demasiado severo. Para lograr resultados semejantes, la temperatura del medio para temple debe mantenerse uniforme. Cualquier baño para temple utilizado en trabajos de producción deberá tener medios para el enfriamiento.

El acero con bajo contenido de carbono no reacciona apreciablemente a los tratamientos térmicos de endurecimiento. Según el contenido de carbono en el acero aumenta hasta alrededor de 0.6%, la dureza que es posible alcanzar también aumenta. Arriba de este punto, la dureza puede incrementarse sólo ligeramente, debido a que los aceros arriba del punto eutectoide están compuestos enteramente de perlita y cementita en la condición de recocido. La perlita reacciona mejor a las operaciones de tratamiento térmico; cualquier acero compuesto por perlita principalmente puede transformarse en un acero duro.

Según se incrementa el tamaño de las partes por endurecer la dureza superficial se reduce un poco, aún cuando todas las demás condiciones se mantienen iguales. Hay un límite para la velocidad de flujo del calor a través del acero. No importa que tan frío esté el medio para temple, si el calor en el interior de una pieza grande no puede escapar más rápido que a una cierta velocidad crítica, hay un límite definido para la dureza interior. Sin embargo, en temple con salmuera o agua, es capaz de llevar rápidamente la superficie de la pieza templada a su propia temperatura y mantenerla a esa o a una temperatura muy cercana. Bajo esas circunstancias habría siempre una profundidad finita de la superficie endurecida independientemente del tamaño. Esto no pasa con el temple al aceite, cuando la temperatura superficial puede ser alta durante los estados críticos del enfriamiento.

### 5.3 MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS TEMPLADOS

Como ya se estableció anteriormente, la *austenita* es una solución sólida de carbón en hierro gamma. Todos los aceros al carbón están formados completamente con este componente arriba del punto crítico superior. La apariencia de la austenita al microscopio se muestra en la **Figura 5.2 a** con una amplificación de 125. El temple extremo de un acero desde una alta temperatura

preservará algo de la austenita a temperaturas ordinarias. Este componente es aproximadamente la mitad de duro que la *martensita* y es no magnético.

Si se enfría lentamente un acero hipoeutectoide, la austenita se transforma en *ferrita* y *perlita*. El acero que contiene éstos componentes es suave y dúctil. Un enfriamiento más rápido da por resultado un componente diferente y el acero será más duro y menos dúctil. Un enfriamiento rápido, tal como el temple al agua, dará por resultado una estructura martensítica, la cual es la más dura que se puede obtener. La *cementita*, aunque algo más dura, no está presente en estado libre excepto en los aceros hipereutectoides y sólo en cantidades pequeñas tales que, su influencia sobre la dureza del acero puede despreciarse.

El ingrediente esencial de cualquier acero templado es la martensita. A. Martens, un científico alemán reconoció primero este componente aproximadamente en 1878. La martensita se obtiene por el temple rápido de aceros al carbono y es la sustancia de transición formada por la descomposición rápida de la austenita. Es una solución sobresaturada de carbono en hierro alfa. Al microscopio aparece como un componente en forma de aguja como se ve en la **Figura 5.2 b**.

La dureza de la martensita depende de la cantidad de carbono presente y varía de 45 a 67 Rockwell C. No puede maquinarse, es completamente frágil y es fuertemente magnética.

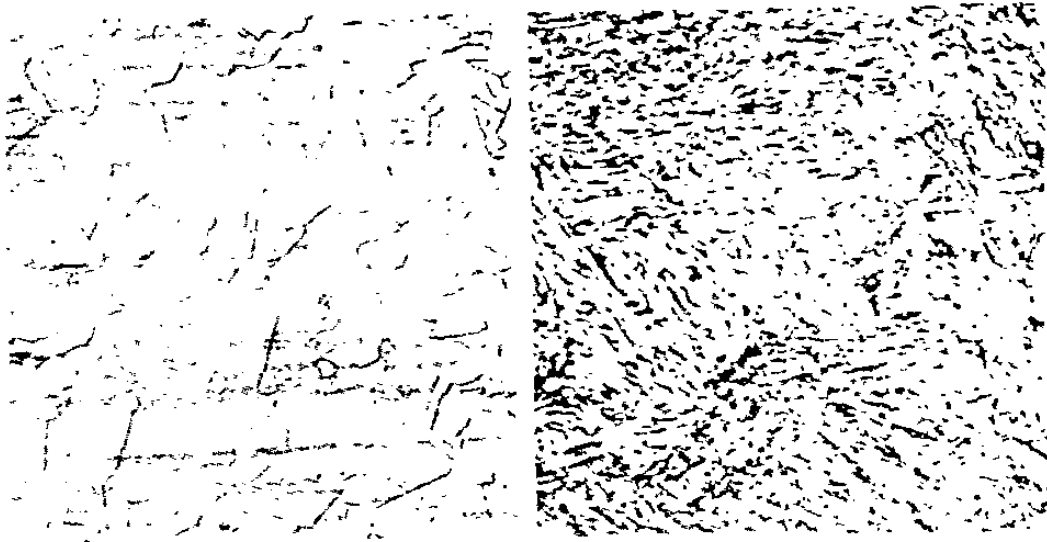


Fig. 5.2 a) Estructura del acero inoxidable 18-8 templado al agua, que muestra la Austenita: b) Estructura del acero SAE 1095 Templado al agua que muestra la Martensita.

Si el acero se temple a una velocidad ligeramente menor que la crítica, se obtendrá un componente oscuro con contornos algo redondeados. El nombre de este componente es *perlita fina*. Al microscopio, con una amplificación normal, aparece como una masa indefinida, pero con una gran amplificación se observa una estructura laminar fina. La perlita fina es menos dura que la martensita; tiene una dureza que varía de 34 a 45 Rockwell C, pero es muy tenaz y capaz de resistir fuertes impactos. Según se reduce más la velocidad de enfriamiento la perlita se torna más gruesa y definidamente laminar con gran amplificación a velocidades de enfriamiento lentas.

## 5.4 DUREZA MAXIMA DEL ACERO

La dureza máxima que se obtiene en una pieza dada de acero depende del contenido de carbono. Aunque algunas aleaciones tales como las de cromo y vanadio incrementan la velocidad y la capacidad para temple profundo de las aleaciones de acero, su máxima dureza no excederá la de un acero al carbono que tenga el mismo contenido de carbono.

Este hecho se ilustra en la curva mostrada en la **Figura 5.3** donde la dureza Rockwell C se representa gráficamente contra el porcentaje de carbono. Esta curva indica la máxima dureza que es posible alcanzar para un porcentaje dado de carbono.

Para obtener la máxima dureza, el carbono debe estar completamente en solución con la austenita durante el temple. Deberá utilizarse la velocidad crítica de templado, la cual es la mínima velocidad de enfriamiento que da por resultado un 100% de martensita. Finalmente, la austenita no deberá estar presente en ningún porcentaje apreciable, ya que suaviza la estructura.

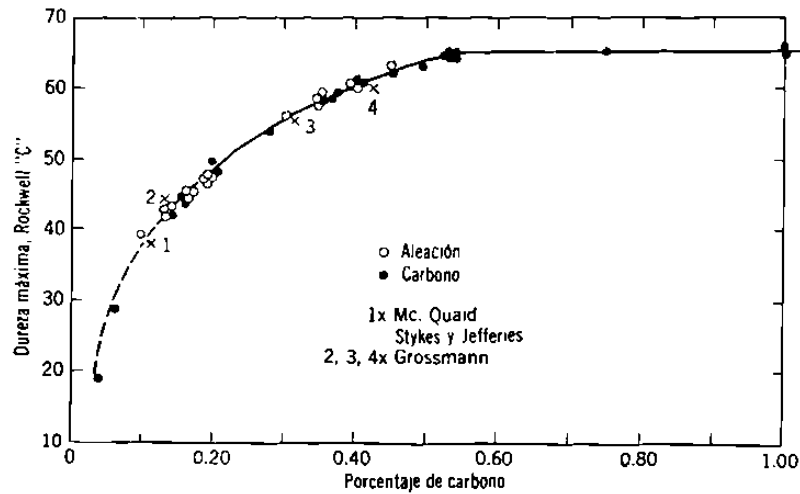


Figura 5.3  
Dureza Máxima contra contenido de Carbono

La curva de la **Figura 5.3** está formada por puntos de prueba tanto de aceros aleados como de aceros al carbono y se pueden observar pequeñas variaciones en los resultados. Sin embargo, no puede utilizarse la misma velocidad de enfriamiento en ambos tipos de acero con el mismo contenido de carbono. La dureza máxima obtenida en cualquier acero representa la dureza de la martensita y es de aproximadamente 66 a 67 Rockwell C. Con un contenido de carbono igual o en exceso de 0.6% es necesario alcanzar este nivel.



## 5.5 TEMPLABILIDAD DEL ACERO

El método más ampliamente utilizado para determinar la templabilidad es la *prueba o ensayo de templabilidad por enfriamiento de la punta o prueba Jominy*.

La prueba ha sido estandarizada por la ASTM, la SAE y la AISI. Al llevarse a cabo esta prueba, una muestra de 1 pulg. de diámetro y 4 pulg. de largo se calienta uniformemente a la temperatura adecuada de austenización. Después se saca del horno y se coloca en un sostén, donde un chorro de agua choca en la cara del fondo de la muestra (**Figura 5.4**). Tanto el tamaño como la distancia del orificio al fondo de la muestra y la temperatura y circulación del agua están estandarizados, de manera que toda muestra templada en este sostén recibe la misma rapidez de enfriamiento. Después de que la muestra ha estado en el sostén durante 10 min. se quita de ahí y se esmerilan dos superficies planas, paralelas longitudinalmente a una profundidad de 0.015 pulg. tomándose las lecturas en la escala de dureza Rockwell C a intervalos de 1/16 de pulg. desde el extremo templado. Los resultados se expresan como una curva de dureza contra distancia desde el extremo templado. **La figura 5.5** muestra una curva típica de templabilidad. Los detalles concernientes al procedimiento de prueba pueden obtenerse si se solicitan a ASTM Designativo A255-48T End Quench Test for Hardenability of Steel.

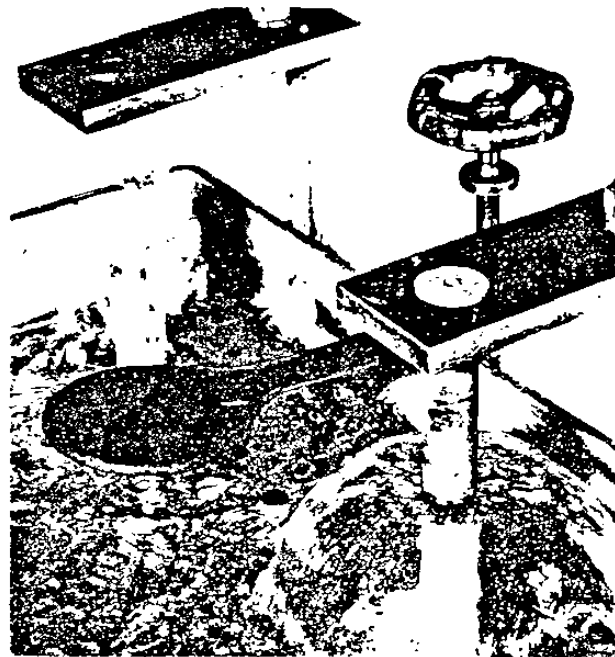


Fig. 5.4

Muestra de ensayo de la capacidad de endurecimiento por templado de la punta en el momento de ser templada. (Bethlehem Steel Company)

Cada punto sobre la pieza sometida a ensayo Jominy, templada en una forma estándar, representa cierta rapidez de enfriamiento y, como se supone que la conductividad térmica es la misma para todos los aceros, esta rapidez de enfriamiento es la misma para determinada posición sobre la pieza de ensayo. De esta manera, cada muestra se somete a una serie de rapidezces de enfriamiento, variando continuamente desde muy rápidas en el extremo templado hasta muy lentas, en el enfriado por aire.

ENSAJO A 5 "M"  
TEMPERATURA A 200 °C  
PARA MEDIR LA CAPACIDAD  
DE ENDURECIMIENTO  
ACEROS A 755 "A"

LABORATORIO  
FECHA  
INSTRUMENTOS

TIPO	NUMERO DE ENFERMEDAD	AVANCE	C	Mn	P	S	S	V	Cr	Mo	Cu	OTROS ELEMENTOS	NOTAS
4620	35862	8	.18	.55	.010	.008	.27	.79	.47	.23	.4		17CC

OBSERVACIONES

---

---

---

---

---

---

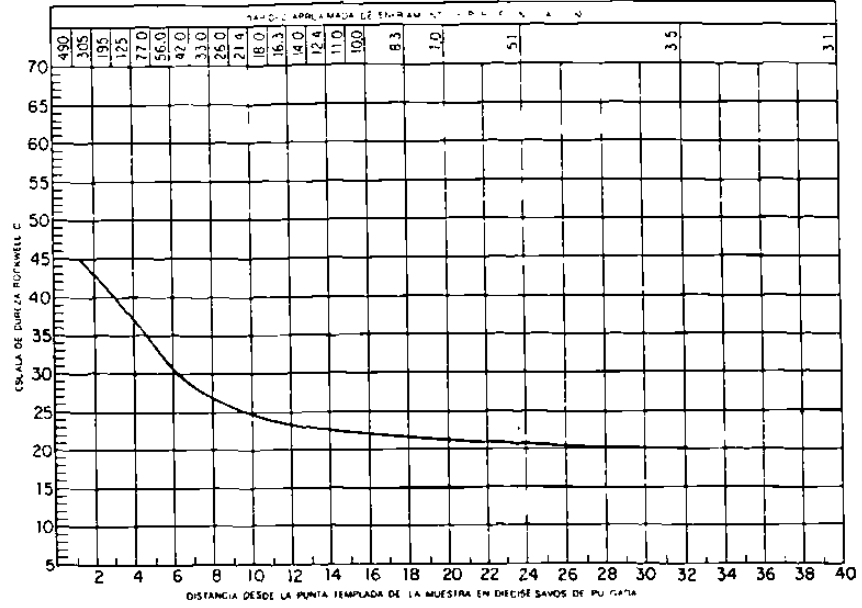


Fig. 5.5 Curva Típica de la capacidad de endurecimiento por templeado de la punta

Como cada distancia a lo largo de la barra templada es equivalente a cierta rapidez real de enfriamiento, el lector debe graficar tanto mediciones de dureza Rockwell C contra rapidez de enfriamiento, como mediciones de dureza Rockwell C contra distancia. Esto es exactamente lo que se ha hecho en el papel especial ASTM (Figura 5.5).

Nótese que la parte superior de la gráfica contiene una escala paralela a la de distancia, la cual tiene lecturas de la aproximada rapidez real de enfriamiento a 1,300°F, que corresponden a los valores dados en la tabla. Por tanto, la curva de capacidad de endurecimiento de templado en la punta o extremo muestra realmente la forma en que varía la dureza con diferentes rapidezces reales de enfriamiento para un acero específico.

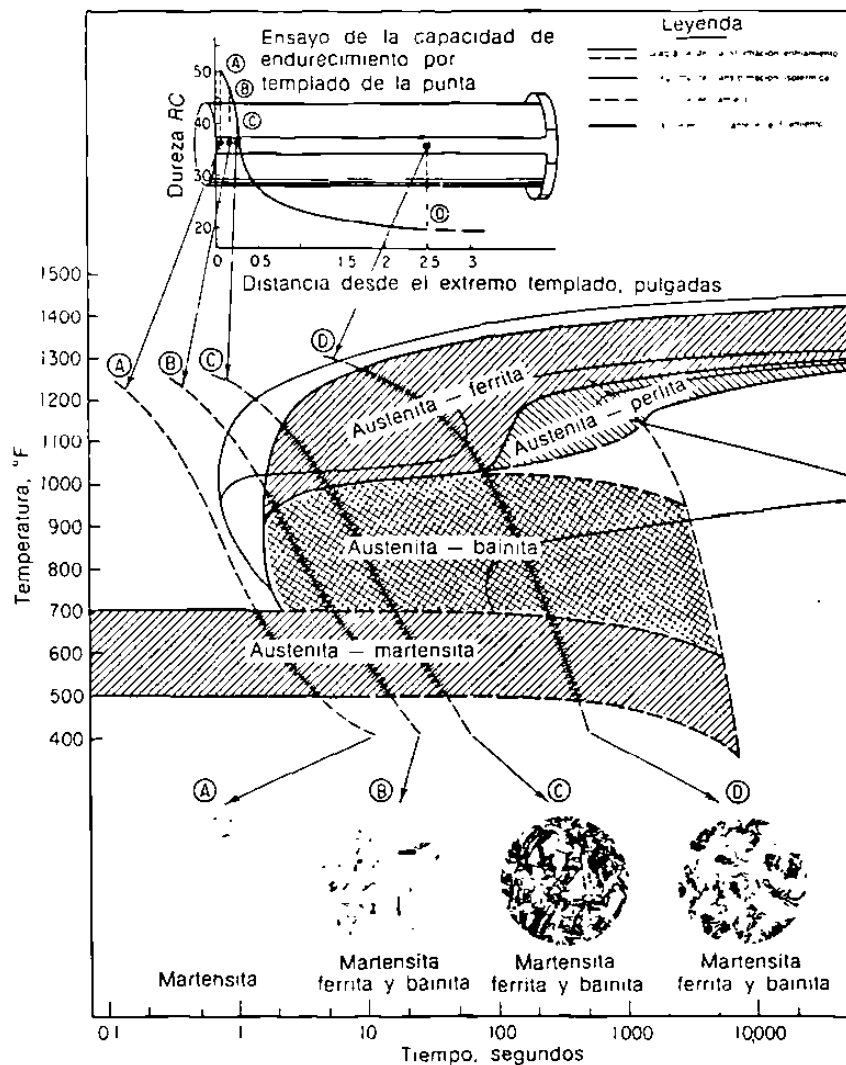


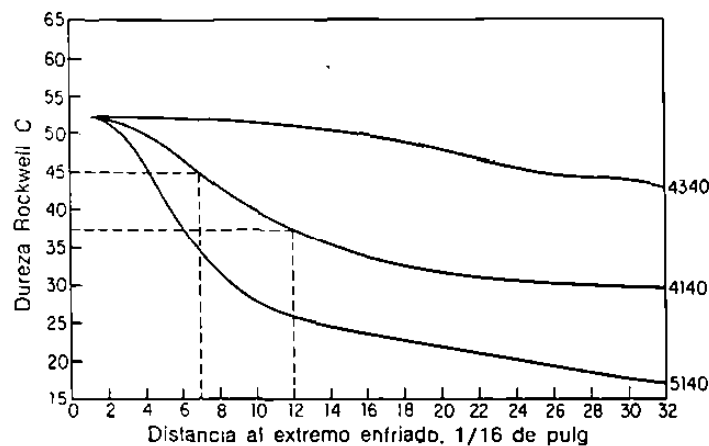
Fig. 5.6 Correlación entre el diagrama Enfriamiento Continuo y T-T con los datos del ensayo para un acero del tipo 8630 (Tomada del U.S.S Carilloy Steels).

La **Figura 5.6** muestra el diagrama de transformación-enfriamiento continuo para un acero alaeado del tipo 8630, en el cual las curvas de enfriamiento, que representan los puntos seleccionados a lo largo de la barra de prueba de extremo templado, se han sobrepuesto. Esto sirve para aclarar la relación que existe entre el ensayo de capacidad de endurecimiento por extremo templado y el comportamiento de la transformación previamente estudiado.

Al analizar los cambios microestructurales en enfriamiento de estas varias rapidezces, se verá que la rapidez A, que representa la más cercana al extremo templado, excede la rapidez crítica de enfriamiento y originará una transformación a martensita. Las rapidezces B, C y D resultarán en transformaciones a varias mezclas de ferrita, bainita y martensita, disminuyendo la cantidad de martensita y la rapidez de enfriamiento. Debe notarse que es necesaria una rapidez de enfriamiento muy lenta para obtener perlita en este acero.

Aunque la templabilidad generalmente se expresa en términos de cambios de dureza, los cambios en microestructura, reflejados por aquellos valores de dureza, son de importancia en las propiedades del acero. En general, los elementos de aleación aumentan la templabilidad, retardando la transformación en las regiones de perlita y de bainita, y permitiendo de este modo que se forme martensita con rapidezces de enfriamiento menores.

La **Figura 5.7** muestra las curvas de temple en el extremo o punta de tres aceros aleados, cada uno de los cuales contiene un 0.45 de carbono, pero con diferente templabilidad. Los tres aceros desarrollan la misma dureza máxima de Rockwell C 52.5, en el extremo templado con agua, ya que ésta es, principalmente, sólo una función del contenido de carbono; sin embargo, en un acero 4340 de alta templabilidad, esta dureza se mantiene para una distancia considerable, mientras que en los aceros 4140 y 5140, de menor templabilidad, la dureza disminuye casi de inmediato.



**Fig. 5.7**

Curvas para medir la templabilidad por enfriamiento para muestras individuales de aceros aleados 4340, 4140 y 5140.

Mediante el análisis reunido de cientos de coladas de cada grado de acero, la AISI ha establecido curvas de templabilidad mínima y máxima, conocidas como bandas de templabilidad. La **Figura 5.8** muestra una banda típica de templabilidad. El sufijo H indica aceros que pueden compararse con base en una especificación de

templabilidad, siendo de importancia secundaria la composición química, el tamaño de grano, etc.

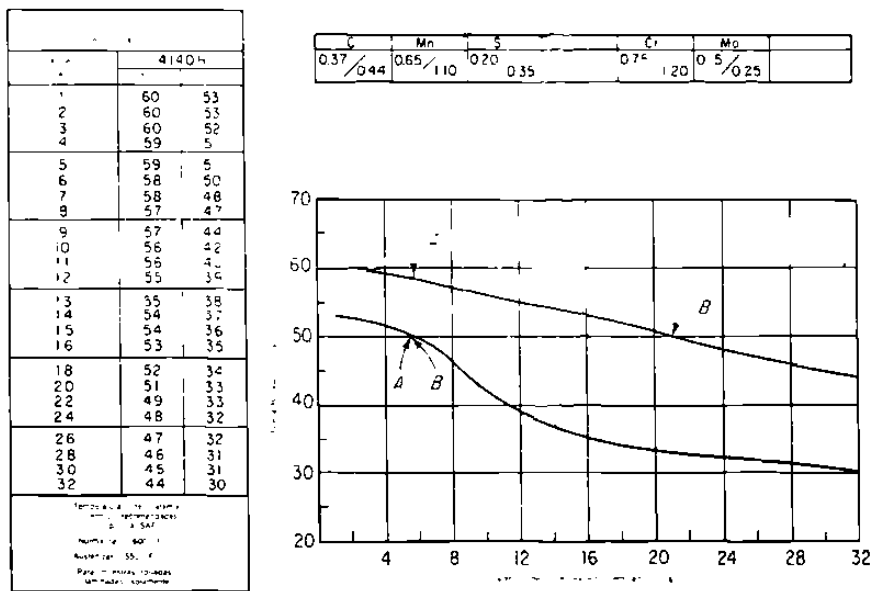


Fig. 5.8  
Banda de datos de ensayo y de templabilidad estandar para un acero 4140 (AISI)

# CAPITULO VI

## REVENIDO

### 6.1 INTRODUCCIÓN

Como se explicó en el capítulo anterior, una pieza de acero puede endurecerse por temple. Sin embargo, se considera normalmente que en ésta condición la pieza es demasiado frágil para utilizarse directamente. Realmente, pocos aceros se emplean en estado de temple. La fragilidad puede disminuir y aumentar la tenacidad por revenido. El *revenido* consiste en un calentamiento dentro de un amplio intervalo de temperaturas, aproximadamente desde 120 a 675°C.



## 6.2 ZONAS DEL REVENIDO

Los sucesivos cambios estructurales que se producen cuando el acero se somete a revenido, a temperaturas sucesivamente más altas, y los cambios en las propiedades mecánicas que les acompañan son el tema de este capítulo.

Parece conveniente explicar el proceso de revenido de los aceros al carbono o de baja aleación para cinco intervalos de temperatura:

1. **Subenfriamiento**
2. **Calentamiento en el intervalo de 95 a 205°C**
3. **Calentamiento en el intervalo de 230 a 370°C**
4. **Revenido en el intervalo de 370 a 540°C**
5. **Revenido en el intervalo de 540 a 705°C**

## 6.3 SUBENFRIAMIENTO

Si se considera que la "austenita retenida" se descompone durante el enfriamiento por debajo de la temperatura ambiente o por calentamiento por encima de la misma, debe señalarse que no es más que una cantidad de austenita

que permanece en una precaria existencia inestable, en la que llamamos temperatura ambiente.

La cantidad de austenita retenida en un acero templado varía generalmente entre un 2 y un 10 %, aunque puede ser tan baja como un 1 % o menor, o tan grande como el 50 %. Carbono, manganeso y níquel son tres elementos que favorecen la presencia de austenita retenida. Esto es especialmente cierto cuando el contenido de carbono excede del 0.9 %, y para el níquel, cuando está presente en cantidades sustanciales, tales como varias unidades por ciento.

La cantidad de austenita retenida también se modifica por la severidad del temple.

Cuando se subenfria una pieza templada, formada por martensita con austenita retenida, aumenta ligeramente su dureza, debido a que la austenita remanente (blanda) se transforma en martensita (dura).

Una pieza con una dureza de 60 a 65 Rc puede aumentar su dureza en 1/2 ó 2 puntos (de la misma escala de dureza Rc). La dureza, después del subenfriamiento, puede tomarse como la del acero en estado completamente martensítica, a causa de la presencia de pequeñas zonas de austenita retenida, zonas que son ahora igualmente martensíticas.

## 6.4 REVENIDO ENTRE 95 Y 205°C

El revenido dentro del intervalo de temperaturas de 95 a 205° C, se emplea solamente en aquellos casos en los que es importante conservar tanta dureza o resistencia como sea posible, dando el revenido para conseguir el pequeño aumento de tenacidad posible pero manteniendo la alta dureza especificada.

En lo que respecta a la estructura del acero, se sabe que ocurren dos cambios en este intervalo de temperaturas de revenido: **a)** la martensita tetragonal se transforma en cúbica; **b)** se precipita carbono en una forma distinta a la cementita,  $\text{Fe}_3\text{C}$ , y generalmente descrita como un precipitado de transición, posiblemente  $\text{Fe}_2\text{C}$  ó  $\text{Fe}_{20}\text{C}_9$  conocido generalmente como carburo épsilon.

**Martensita tetragonal.** En la martensita, recién formada a partir de austenita, el hierro presenta una red cristalina (distribución atómica) llamada tetragonal.

La estructura tetragonal puede considerarse como una red de hierro muy deformada, con algunos átomos de carbono que ocupan posiciones intersticiales entre los átomos de hierro (**Fig. 6.1 a**).

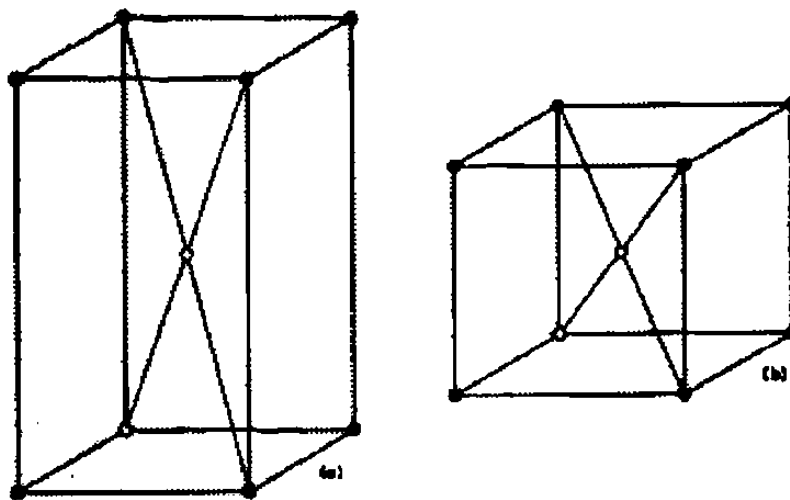


Fig. 6.1  
Disposición de los átomos en las redes cristalinas. a) Estructura tetragonal centrada en el cuerpo, b) estructura cúbica centrada en el cuerpo

El grado de deformación de la red corresponde con la magnitud del alargamiento de las aristas, y cuando la martensita se calienta (revenido) en el intervalo de 95 a 205°C, migran los átomos de carbono intersticiales y se elimina la deformación; con esto, la arista se contrae, y la estructura se transforma en cúbica centrada, como la de la **Figura 6.1b**. El cambio tiene lugar gradualmente en un intervalo de temperaturas.

Otra alteración estructural, además del cambio de red tetragonal a cúbica, es la precipitación del carburo épsilon. Este carburo tiene unas características bastante distintas a las de la familia cementita,  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

Muchos estudios o investigaciones están de acuerdo en que precipita un carburo especial hexagonal, en forma de laminillas muy finas para el intervalo de temperaturas de 80 a 250°C. Este carburo, tiene una estructura hexagonal, empaquetamiento compacto, llamado por la mayoría precipitado de transición, que es bastante distinto de la cementita y que posiblemente tiene una composición próxima a  $\text{Fe}_2\text{C}$  o  $\text{Fe}_{20}\text{C}_9$ .

La precipitación de este compuesto causa un ligero, pero medible, aumento de dureza, del orden de un punto Rc; la dureza máxima aparece reviniendo entre 65 y 120°C. Este aumento de dureza se ha observado para contenidos altos de carbono (1 % de carbono o mayores), pero normalmente no se observa en los contenidos más bajos (0.5 % de carbono o menores). Con un revenido a temperatura más elevada disminuye la dureza y después de un revenido a 250°C, se encuentra una dureza que es generalmente unos cuatro puntos Rc inferior a la del acero en estado de temple (sin revenido).

La tenacidad, a temperatura ambiente, de la mayoría de los aceros templados aumenta progresivamente conforme se aumenta la temperatura de revenido desde la temperatura ambiente hasta el intervalo de 205 a 230°C.

## 6.5 REVENIDO ENTRE 230 Y 370 °C

El intervalo de temperaturas de aproximadamente 230 a 370°C raramente es empleado para el revenido de los aceros templados. Esta zona de temperaturas queda entre el intervalo de revenido donde la alta dureza es el principal objetivo, inferior a 205°C, y aquel donde es fundamental la tenacidad, superior a 370°C. El intervalo entre estas dos temperaturas es evitado, probablemente a causa de la peculiar pérdida de tenacidad, que se indicará posteriormente, y también porque hay falta o de gran resistencia o de gran tenacidad en las propiedades resultantes.

El revenido en la zona de temperatura 230 a 370°C se caracteriza principalmente por dos hechos conocidos hace tiempo: a) el cambio en la microestructura, ya que la austenita retenida (a menos que se haya transformado previamente por subenfriamiento), es ahora transformada más o menos isotérmicamente en bainita inferior, y b) la pérdida de tenacidad, a temperatura ambiente, conforme se eleva la temperatura de revenido. Estos dos hechos, sin embargo, parece que son totalmente independientes.

La misma **Figura 6.2** muestra que, cuando la austenita retenida se ha transformado previamente, por subenfriamiento, está ausente la dilatación producida a 260°C y solamente se presenta la contracción debida al revenido de la martensita.

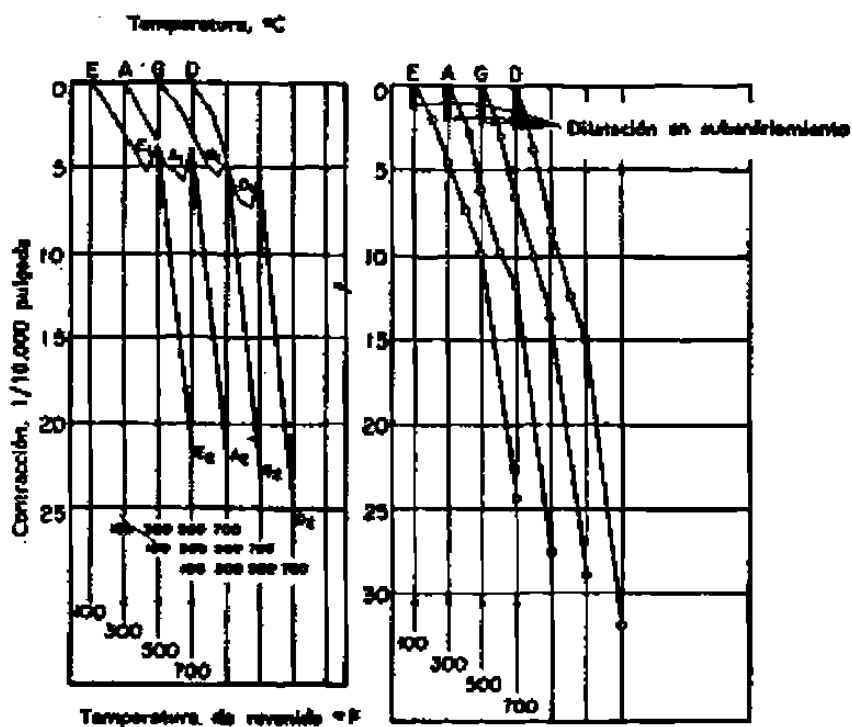


Fig. 6.2

Contracción originada durante el revenido del acero SAE. 4150 templado. (Todas las medidas a temperatura ambiente después del revenido.) Izquierda: Solamente templado antes del revenido. Derecha: Templado y subenfriamiento antes del revenido (Rosenthal).

La anómala caída de tenacidad después del revenido, en el intervalo de 230 a 370°C, ha sido conocida desde hace mucho tiempo. En los aceros con contenidos medios en carbono, tales como los aceros de construcción de baja aleación, el ensayo o para medir la tenacidad es generalmente el de resiliencia (Fig. 6.3).

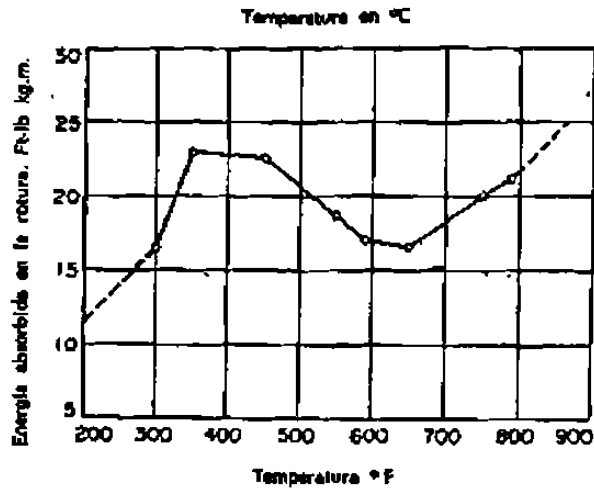


Fig. 6.3

Disminución de la resiliencia en un acero de construcción de baja aleación templado, cuando se reviene en las proximidades de 315°C

## 6.6 REVENIDO ENTRE 370 Y 540 °C

Una vez que la temperatura de revenido ha sobrepasado los 370°C, se entra en el amplio intervalo de temperaturas de revenido de 370 a 675°C, en el que se revienen una gran variedad de productos industriales.

Este grupo comprende los productos en los que la tenacidad es de primordial importancia. Cuando se hace el revenido a las temperaturas inferiores del intervalo, esto es entre 370 y 540°C, las piezas alcanzan excelente tenacidad y mantiene un



aceptable nivel de resistencia. El revenido en la parte superior del intervalo, esto es, entre 540 y 675°C se aplica a aquellas piezas que precisan la máxima tenacidad aunque deba sacrificarse gran parte de su resistencia.

La zona de revenidos entre 370 y 540°C, se emplea casi exclusivamente en los aceros de construcción al carbono y aleados (excluyendo los aceros de herramientas, los aceros para cojinetes y los de cementación). Esta zona de revenido se caracteriza por causar un aumento de tenacidad, mientras que al mismo tiempo causa una considerable disminución de dureza (acompañada de la consiguiente disminución de resistencia).

Estos cambios en las propiedades mecánicas son el resultado de una variación en la estructura, precipitación y coalescencia (globulización inicial) de los carburos estables.

Como se muestra en la **Figura 6.4**, la figura puede utilizarse como una guía aproximada, para conocer la dureza que puede esperarse después de efectuar un revenido a una determinada temperatura, pero debe insistirse, solamente como una guía aproximada; en la figura mencionada sólo se representan los resultados de aceros al carbono.

**Precipitación y estructura de la cementita.** Como se ha mencionado previamente, el proceso de revenido causa la precipitación de carburos y su aglomeración.

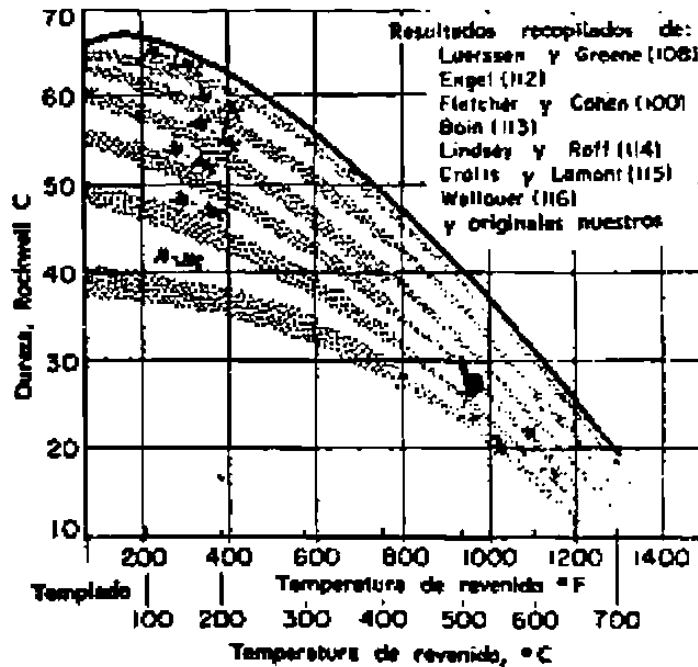


Fig. 6.4

Dureza de acero sin alea, con contenidos variables templados y revenidos a distintas temperaturas

A estas temperaturas de revenido intermedias, entre 425 y 540°C, el tamaño de la partícula de cementita precipitada es pequeño, tan pequeño como para no poderse distinguir ni incluso con la más alta resolución de los microscopios ópticos ordinarios. Sin embargo, las partículas de cementita pueden distinguirse claramente en microscopio electrónico (ver micrografías, más adelante, en este capítulo).

## 6.7 REVENIDO ENTE 540 Y 675°C

Una gran tenacidad se consigue con el revenido en este intervalo de altas temperaturas, entre 540 y 675°C. Para alcanzar esta tenacidad, se pierde gran parte de la resistencia obtenida en temple. A pesar de la pérdida de resistencia, el tratamiento de temple-revenido es muy conveniente, debido a que la martensita revenida es mucho más tenaz que una estructura perlítica de la misma dureza.

La tenacidad que puede esperarse, después del revenido a una serie de temperaturas, se refleja de forma general en la figura 6.5.

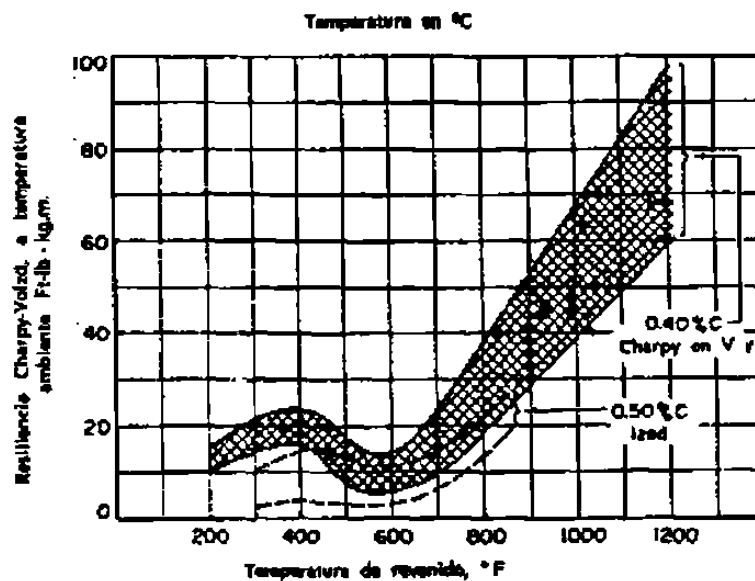


Fig. 6.5

Banda de resiliencia a temperatura ambiente para distintos aceros de baja aleación, revenido a diferentes temperaturas

Este diagrama muestra el intervalo frecuente de valores de resiliencia en los aceros con 0.40 y 0.50 % de carbono, con distintos contenidos de aleante, templados y revenidos, obtenidos de los ensayos Charpy, con entalla en V, e Izod, a temperatura ambiente.

Las curvas de la **Figura 6.5** engloban aceros con distintos elementos de aleación. Hay poca evidencia de que algún aleante particular, o combinación de aleantes, pueda proporcionar de forma regular una mayor tenacidad para la misma dureza.

Puede esperarse que, cuando se ensaya un considerable número de coladas de una misma composición (nominal), deberán encontrarse variaciones en la tenacidad que se solapan con diferencias similares que se presentan en aceros de otras composiciones, para el mismo nivel de carbono.

Los contenidos de carbono sí producen diferencia en la tenacidad. Si después del temple, se utiliza la misma temperatura de revenido para un acero alto y otro bajo en carbono, el acero de mayor contenido en carbono deberá ser, en general, más duro, de mayor resistencia y menos tenaz que el acero con contenido de carbono inferior.

## 6.8 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN EL REVENIDO

Las durezas que pueden esperarse en los aceros al carbono, después del revenido, han sido representadas en la **figura 6.4**. Hasta temperaturas de revenido del orden de 425 a 480°C, los aceros aleados se comportan de forma similar; la dureza, después del revenido, de los aceros de baja aleación es prácticamente la misma que la de los aceros sin alear del mismo contenido de carbono.

Pero, para temperaturas de revenido más altas, entre 480 y 675°C, algunos aceros aleados presentan diferencias notables, respecto a los aceros sin alear, con el mismo contenido de carbono; las durezas son apreciablemente más altas en los aceros aleados, comparándolos siempre para iguales contenido de carbono y las mismas temperaturas de revenido.

La **Figura 6.6**, recopilada de distintas fuentes, presenta las durezas que pueden esperarse en aceros de baja aleación con varias proporciones de carbono, y distintos contenidos de aleantes, después de revenidos en el intervalo de temperatura entre 480 y 675°C. El efecto de los aleantes puede verse, si se compara este diagrama con la zona de revenido entre 480 a 675°C del diagrama de

la figura, que muestra las durezas de los aceros al carbono para las mismas temperaturas de revenido.

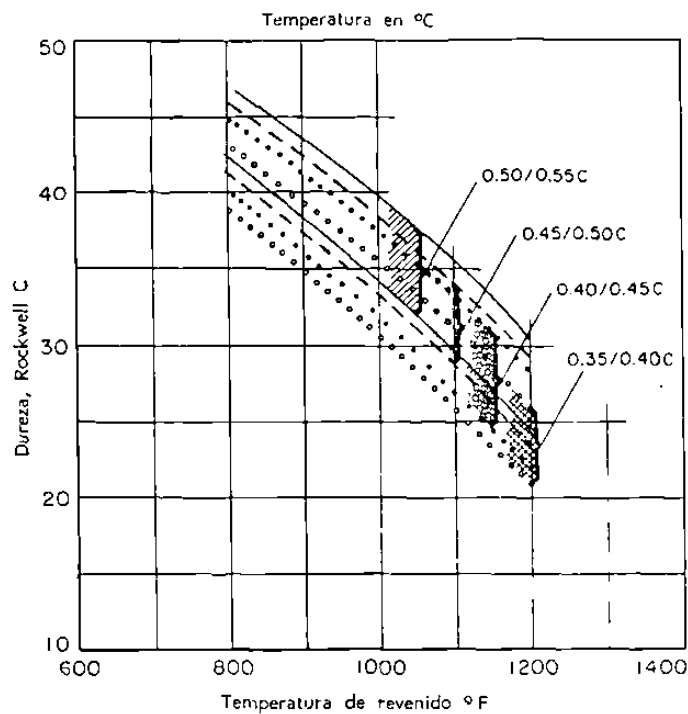


Fig. 6.6

Durezas en aceros aleados, templados y revenidos. Notar las más altas durezas, al compararlos con las de los aceros al carbono de la fig. 6.3, observar el solapamiento de las bandas.

**Concentración de aleantes en los carburos.** En la estructura micrográfica, para este intervalo de temperaturas de revenido, la precipitación de carburos en los aceros aleados presentan un hecho único, los elementos formadores de carburos se concentran en éstos. Esto no ocurre para tiempos cortos de revenido por debajo de 540°C. A estas bajas temperaturas de revenido se ha encontrado que el carburo

precipitado es únicamente cementita tanto en los aceros al carbono como en los aleados.

**Fragilidad de revenido.** Una dificultad especial, conocida por “fragilidad de revenido”, se presenta en los aceros aleados cuando se revienen a temperaturas entre 540 y 675°C. Su característica es la disminución de la resiliencia, que ocurre cuando la pieza revenida se enfría a velocidad relativamente lenta, por ejemplo al aire. Sin embargo, se mantiene la tenacidad cuando se enfría, desde la temperatura de revenido en agua. (A la fragilidad de revenido se le llamó al principio “fragilidad Krupp” o “enfermedad Krupp”. No debe confundirse con la fragilización que ocurre a temperaturas del orden de 260°C).

El mecanismo preciso que causa la fragilidad de revenido no ha sido todavía establecido, aunque esta conducta se ha relacionado con la presencia de algunos elementos en el acero. Se considera generalmente que el manganeso promueve la sensibilidad al revenido, así como el fósforo; alguna vez se la ha atribuido la misma tendencia al cromo y , con menos certeza, al níquel.

Los aceros al carbono, especialmente cuando tienen un bajo contenido de manganeso, presentan poca o ninguna sensibilidad a la fragilidad de revenido, incrementándose la misma con la presencia de los elementos mencionados. El molibdeno es el elemento principal en disminuir la sensibilidad a la fragilidad de revenido.

## CAPITULO VII

# TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS

### 7.1 INTRODUCCIÓN

Como consecuencia de los estudios derivados de la **curva de la "S"**, se ha incrementado mucho el uso de los baños calientes (plomo y sales fundidas) para el tratamiento de piezas y herramientas, debido principalmente por los siguientes motivos:

1. El conocimiento de las valiosas propiedades del nuevo constituyente "**bainita**", cuya presencia es interesante en gran número de piezas y perfiles.
2. La gran reducción de grietas y deformaciones que se consigue al emplear baños de sales para el enfriamiento del acero desde la temperatura de temple, éstos

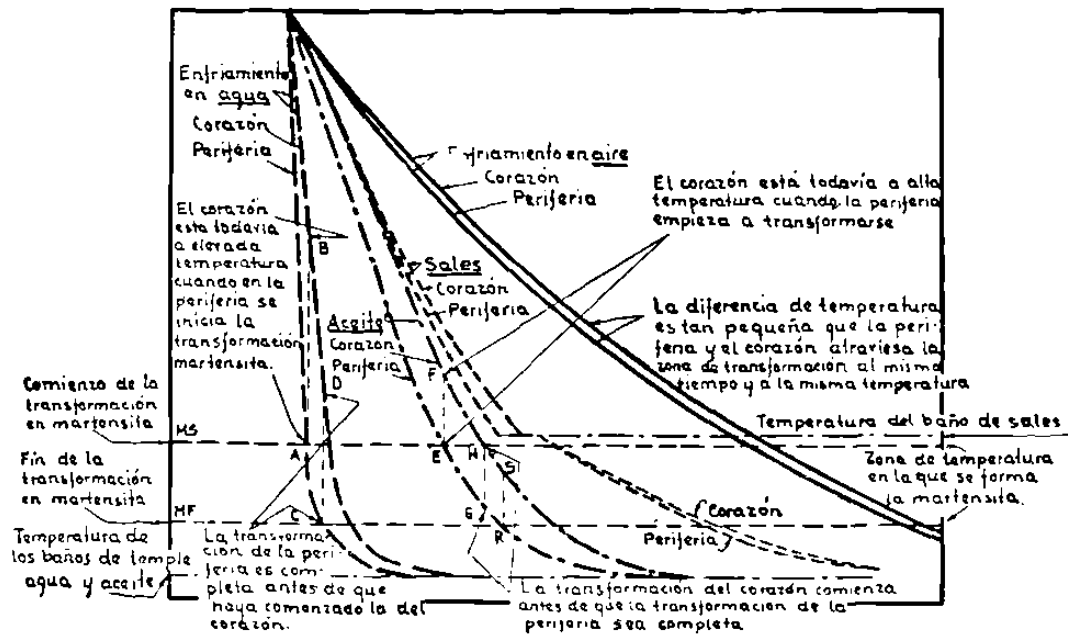


defectos se presentan con más frecuencia cuando se temple el acero en agua o en aceite, porque entonces, la periferia de las piezas se enfría rápidamente cuando todavía el centro está muy caliente y al verificarse las transformaciones estructurales, antes en la periferia que en el centro, se crean grandes tensiones entre esas zonas, que luego pueden originar deformaciones, grietas y roturas. Enfriando en cambio en baño caliente, se evitan estos percances, porque se consigue que antes de iniciarse la transformación de la austenita se igualen las temperaturas del centro y de la periferia, y luego se pueden verificar las transformaciones en las diferentes partes de las piezas casi a la vez.

3. Porque cuando se utilizan en estos tratamientos con sales de composición adecuada, se llega a evitar en ocasiones la oxidación superficial del acero.
4. Por la posibilidad de ablandar ciertos aceros en mucho menos tiempo que el necesario para conseguir los mismos resultados con los recocidos de regeneración.

## **7.2 VENTAJAS DEL ENFRIAMIENTO EN BAÑOS DE SALES**

La influencia que el método de enfriamiento ejerce en la aparición de grietas y deformaciones, se comprenderá bastante claramente observando en la **Figura 7.1**.



**Figura 7.1**

Procesos de enfriamiento de cuatro piezas de acero idénticas, en agua, aceite, baño de sales y aire, en los que se señala el principio y fin de la transformación de austenita en martensita

En ella se representa gráficamente el proceso de enfriamiento de la periferia y del centro de cuatro piezas iguales templadas en agua, aceite, en baño de sales y al aire.

Se trata de piezas fabricadas con un acero aleado que al ser enfriado desde alta temperatura en cualquiera de los cuatro medios de enfriamiento citados, siempre queda templado, porque las velocidades de enfriamiento que se obtienen en los cuatro casos, son mayores que la crítica de temple, y por tanto, en todos ellos se obtiene martensita después del enfriamiento.

En la **Figura 7.1** las líneas Ms y Mf señalan el principio y fin de la transformación de la austenita en martensita. Gracias a esas líneas, sabemos los momentos en que se inicia y se termina la transformación martensítica en el corazón y en la periferia de las piezas.

Se observa que, cuanto más enérgico es el medio de enfriamiento, resulta mayor la diferencia de temperatura entre la periferia y el centro, y como consecuencia, mayores son las tensiones internas que se crean en el acero, las cuales originan grietas y roturas.

En el *temple de agua*, cuando la curva de enfriamiento de la superficie llega al punto A de la línea Ms, donde inicia la transformación de la austenita en martensita, la diferencia de temperatura con el punto B de la línea de enfriamiento del centro, es muy grande.

Se observa también que cuando en la pieza templada en agua se ha transformado totalmente la austenita de la periferia (punto C), no se ha iniciado todavía la transformación de la austenita de la zona central (punto D), o sea, que hay en el corazón una gran masa de acero en estado austenítico, rodeado por una capa de martensita dura y frágil.

Esto es muy peligroso, porque al transformarse luego la austenita del corazón de la pieza en martensita, hay un aumento de volumen, que tiende a romper la capa periférica y origina tensiones en la capa martensítica exterior muy dura, que puede llegar a romperse o agrietarse.

En las curvas de enfriamiento por *temple en aceite*, se ve que la velocidad es más lenta, y que cuando se inicia la transformación, punto E, la diferencia de temperatura entre la periferia y el centro, E-F, es más pequeña que la A-B correspondiente al agua, habiéndose efectuado una gran parte de la transformación y expansión del centro antes de que toda la masa del acero de la periferia alcance la temperatura correspondiente al punto R y se transforme en martensita dura y frágil. En el temple en aceite hay menos tensiones porque parte de la transformación de la periferia y el centro se hacen a la vez, y es pequeño el porcentaje de acero de la zona central que se dilata en el temple después de que la zona periférica está templada y dura.

En el enfriamiento por *temple al aire*, la diferencia es menor; todas las partes se transforman casi al mismo tiempo y, hay un mínimo de tensiones residuales con menor peligro de grietas y deformaciones.

El enfriamiento por *temple en baño de sales* a una temperatura ligeramente superior a la crítica  $M_s$ , donde se mantiene el acero un cierto tiempo y luego se enfría al aire, es el más beneficioso.

Se consigue de esta forma que iguallen la temperatura de la periferia y del centro se verifica casi al mismo tiempo. Como la diferencia de temperatura entre ambas zonas es pequeña y casi nula, serán despreciables las tensiones y las deformaciones que se crean y el peligro de grietas desaparece también casi por completo.

### 7.3 RECOCIDO ISOTÉRMICO

Esta clase de tratamiento que ha tenido en los últimos años gran aceptación y éxito en la industria, tiene la ventaja de ser mucho más rápido que los recocidos ordinarios de enfriamiento lento. Es curioso destacar que en éstos últimos, a pesar de su gran duración, es relativamente corto el tiempo que se emplea precisamente para la transformación de la austenita (zona de la curva de enfriamiento comprendida dentro de las dos curvas de la " S " (Figura 7.1).

En la actualidad, debido a la extraordinaria información que dan las curvas de la "S", es posible conocer y elegir las temperaturas de transformación convenientes para conseguir determinadas microestructuras y durezas, pudiéndose también predecir con bastante aproximación cómo y cuándo se ha de efectuar la transformación, de acuerdo con el programa de trabajo previamente preparado.

El *recocido isotérmico* consiste en calentar el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica (algunas veces  $A_{c3}$ , pero generalmente  $A_{c1}$ ) y enfriar luego lo más rápidamente posible hasta una temperatura ligeramente inferior a  $A_1$ , manteniendo el acero a esta temperatura el tiempo necesario para que se verifique la transformación y luego se enfría al aire (Figura 7.3). La situación de las curvas de la "S" de las Figuras 7.2 y 7.3 es diferente debido a que por ser la primera una curva de enfriamiento continuo, debe estar en general desplazada hacia la derecha con respecto a la de la Figura 7.3, que se aproxima más a las condiciones que corresponden a una curva de la "S" determinada isotérmicamente.

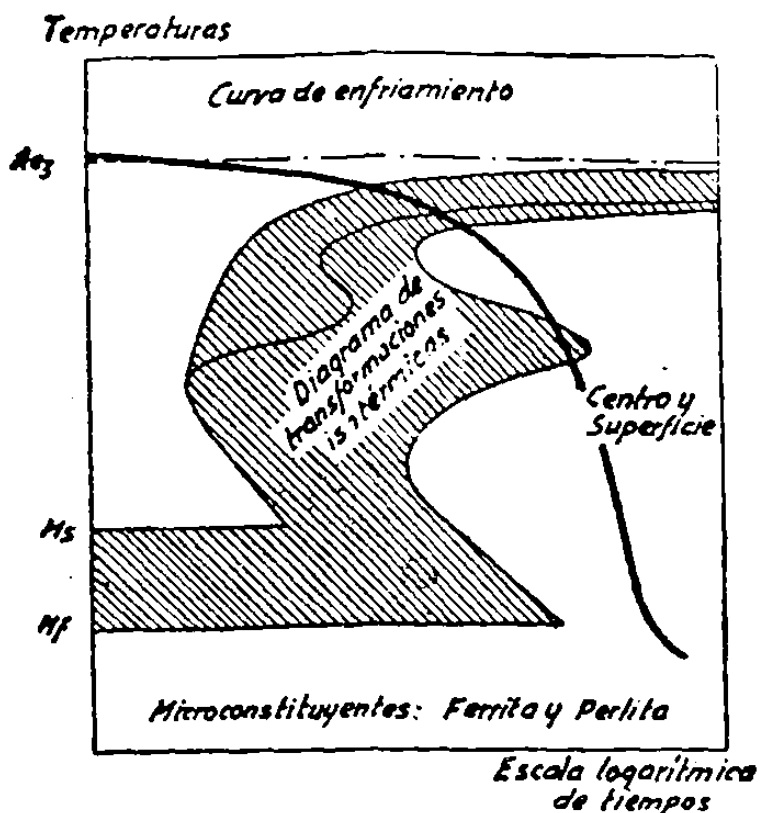


Figura 7.2

Representación esquemática de un recocido de regeneración con enfriamiento lento

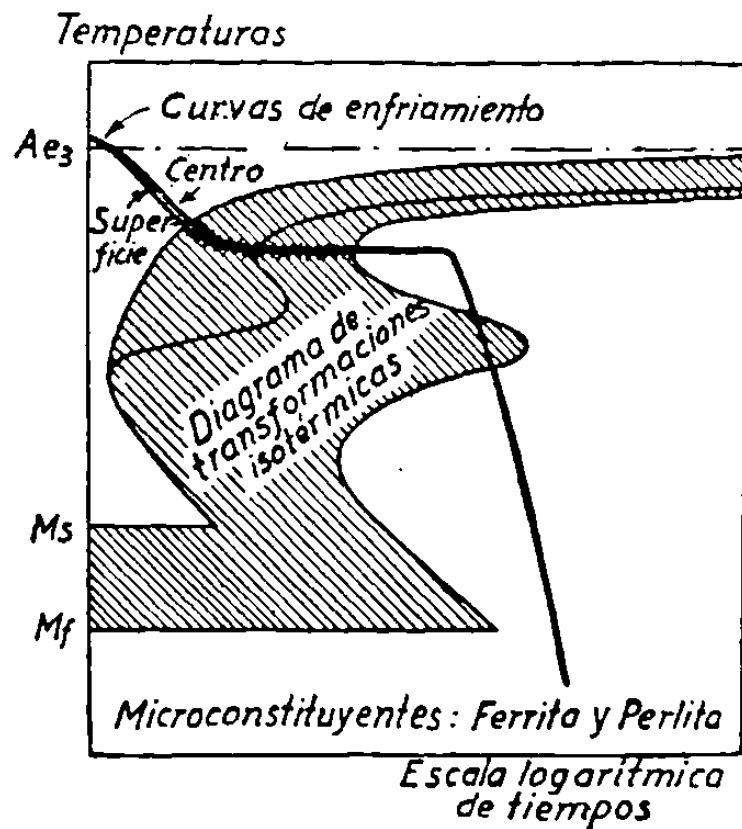


Figura 7.3

Representación esquemática de un recocido isotérmico

Para dar una idea del ahorro de tiempo que se consigue de esta forma, a continuación damos en la **Tabla 7.1**(pag. 101) el ciclo de recocido correspondiente a un acero de herramientas al carbono.

El recocido isotérmico es muy interesante para los aceros de herramientas de alta aleación. El clásico recocido, utilizado normalmente desde hace muchos años, para ablandar por ejemplo un acero al wolframio para matrices en caliente, consiste en calentar lentamente el acero hasta 850° - 875°, mantenerlo durante un cierto

tiempo a esa temperatura y enfriarlo lentamente con una velocidad inferior a 15°/hora hasta 500°.

De esa forma, la duración es la siguiente: 12 horas de calentamiento, 6 horas de permanencia a temperatura y 30 horas de enfriamiento, o sea, en total, 48 horas.

El recocido isotérmico del mismo acero se hace en la siguiente forma: 12 horas para el calentamiento, 2 horas de permanencia a 875°, enfriamiento rápido a 780° y mantenimiento de 4 horas a esa temperatura; luego el enfriamiento se hace al aire. De esta forma se obtiene una dureza de 240 Brinell aproximadamente.

Con este tratamiento se obtiene una estructura perlítica muy uniforme, con tamaño de grano 2 a 3 que facilita mucho la mecanización, quedando además las piezas libres de la cascarilla de forja que se desprende al ser introducidas en el agua.

## **7.4 AUSTEMPERING**

Este tratamiento tuvo en Estados Unidos desde los primeros años de su utilización una aceptación extraordinaria, sobre todo al utilizarse para la fabricación de pequeñas piezas o herramientas de acero al carbono o de baja aleación, que debían de quedar con durezas de 40 a Rockwell C.



Las piezas sometidas a este tratamiento quedan con estructuras bainíticas, que tienen una tenacidad mucho más elevada que la que corresponde a piezas idénticas, en las que se ha conseguido la misma dureza por temple y revenido.

Además, al verificarse la transformación de la austenita isotérmicamente y no existir la etapa martensítica, el peligro de grietas y deformaciones desaparece.

La posibilidad de hacer el tratamiento automáticamente, en instalaciones especialmente proyectadas para ello, ha permitido utilizarlo en gran escala, obteniéndose muy buenos resultados en aceros de 0.50% a 1.20% de carbono.

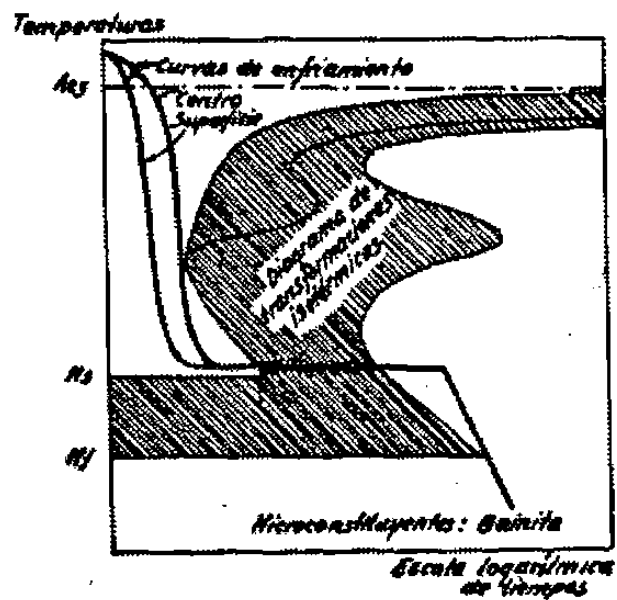
En cambio, las experiencias realizadas con aceros de construcción al carbono y aleados de 0.20 a 0.40 % de carbono, no son tan satisfactorias.

Algunas veces los resultados son mejores que los obtenidos con el temple y revenido, y otras veces inferiores. Es difícil dar reglas generales sobre las ventajas e inconvenientes del método con esta clase de aceros, porque los resultados son bastante irregulares y varían mucho de unos casos a otros.

El austempering consiste en calentar el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica y enfriarlo luego en un baño caliente, que es mantenido a temperatura constante, durante un tiempo suficiente para que se verifique la total

transformación de la austenita en bainita. La temperatura del baño, que debe ser superior a la del punto Ms suele variar de 250° a 550°.

Para que el tratamiento sea correcto y la estructura sea totalmente bainítica, el enfriamiento en la primera fase debe ser suficientemente rápido para evitar la formación de perlita (Figura 7.4).



**Figura 7.4**  
Representación esquemática del austempering

En la **Tabla 7.2** se pueden ver los resultados obtenidos con un acero 0.74 % de carbono enfriado en un baño a 300° y mantenido en él durante quince minutos, en comparación con los resultados obtenidos con el mismo acero templado directamente y luego revenido.

TRATAMIENTO DE AUSTEMPERING	TEMPLE Y REVENIDO
Calentar cinco minutos a 790°	Calentar cinco minutos a 790°
Enfriar en plomo a 300°	Templar enfriando en agua a 21°
Dejar la probeta quince minutos en el baño	Revenir treinta minutos en plomo a 315°
Enfriar en agua	Enfriar en agua
Dureza Rockwell C . . . . 50.4	Dureza Rockwell C . . . . 50.2
Resistencia . . . . . 198 kg/mm <sup>2</sup>	Resistencia . . . . . 170 kgmm <sup>2</sup>
Alargamiento . . . . . 1.9%	Alargamiento . . . . . 0.3%
Estricción . . . . . 34.5%	Estricción . . . . . 0.7%
Resiliencia . . . . . 9.5 Kgm/cm <sup>2</sup>	Resiliencia . . . . . 1.25 Kgm/cm <sup>2</sup>

**Tabla 7.2**

Comparación de las características correspondientes a dos aceros de 0.74 % de carbono que han quedado con una dureza de 50 Rockwell C después del temple y revenido uno, y después del austempering el otro.

En la **Figura 7.5** se observa que cuando la dureza es de 50 Rockwell C, la tenacidad, de ese acero tratado isotérmicamente (38 Ft. Ibs ), es notablemente superior a la obtenida con el tratamiento normal de temple y revenido (4,8 Ft. Ibs.).

Como el acero tratado de esta forma no esta sujeto a las severas tensiones internas propias de las transformaciones martensíticas, no sólo está libre de las pequeñas grietas microscópicas que nacen en los temples ordinarios, sino que posee también otras notables cualidades.

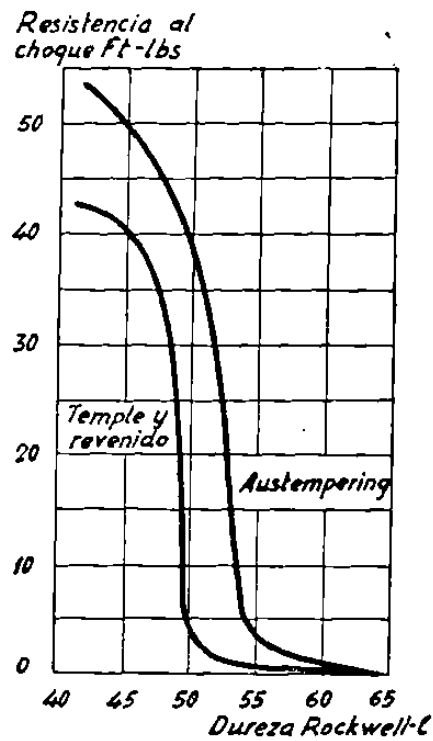
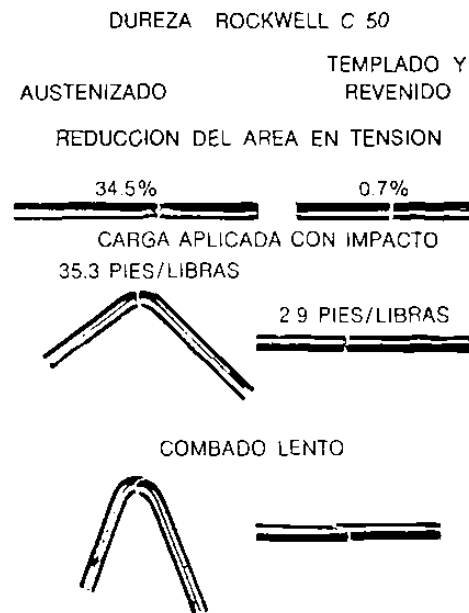


Figura 7.5

Resistencia al choque de redondos de 5mm de acero de 0.74% de carbono, después del temple y revenido o después de un tratamiento isotérmico en el que han quedado con durezas de 40 a 65 Rc.

En la **Figura 7.6** se puede ver lo que sucede al romper tres redondos de 8 mm de acero de 0.90 % de carbono que después del austempering han quedado con una dureza de 50 Rockwell C. Por tracción se obtiene una estricción notable para el grado de dureza del acero; por choque dobla antes de romper y tiene bastante tenacidad, y en el ensayo de plegado dobla 160° antes de romper, mientras que un acero templado de la misma dureza se rompe en los tres ensayos como el cristal.



**Figura 7.6**

Comparación entre los resultados que se obtienen al romper por tracción, choques y doblado, redondos de acero de 0.90 % de carbono de 8 mm. de diámetro y de 50 Rockwell C de dureza. Las varillas del grupo de la izquierda han sido endurecidas por Austempering, y las de la derecha por temple y revenido.

La aplicación de este tratamiento para piezas pequeñas, no requiere además instalaciones costosas, ya que se pueden calentar hasta la temperatura de austenización en cualquier clase de hornos y después se pasan a un baño de metal o sales fundidas, a temperatura adecuada manteniéndolas en él, el tiempo necesario para que se consiga la estructura deseada.

La limitación de este tratamiento estriba, en que algunas veces no se consigue la velocidad de enfriamiento necesaria, para evitar la transformación de la austenita en la zona de la nariz de la "S", correspondiente a la formación de estructuras perlíticas o sorbíticas blandas, bien porque el acero tiene una velocidad crítica elevada porque las piezas son demasiado gruesas.

La utilización de este tratamiento es también posible aun tratándose de piezas grandes con el empleo de aceros aleados y empleando métodos mecánicos para agitar el baño, que favorecen el rápido enfriamiento de las piezas.

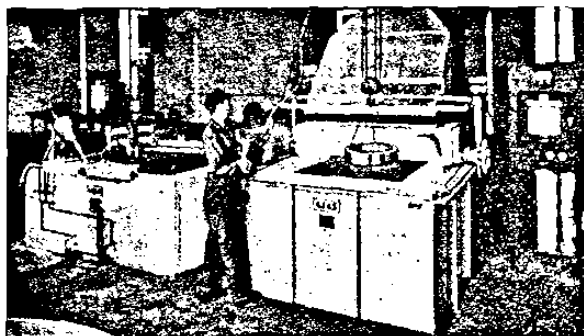
Recientemente se ha comenzado a utilizar una variante de este proceso para tratar grandes piezas. El acero, después de ser calentado a la temperatura de austenización, ligeramente superior a la crítica, se enfría rápidamente en un baño cuya temperatura es inferior a  $M_s$ , con lo que se consigue salvar la nariz de la "S" aunque se transforma algo de austenita en martensita, y luego se pasa inmediatamente la pieza a un baño cuya temperatura es la precisa para que se efectúe isotérmicamente la transformación bainítica del resto de la masa, que se encuentra todavía en estado austenítico, y así aunque una parte del material se ha transformado en martensita, la mayor parte recibe el tratamiento isotérmico, a pesar de su gran tamaño, sin que aparezcan estructuras perlíticas blandas.

## 7.5 MARTEMPERING

Este tratamiento se efectúa calentando el acero y manteniéndolo una temperatura superior a la crítica durante un tiempo suficiente para su completa austenización y enfriándolo luego en un baño de sal fundida, cuya temperatura suele oscilar entre 200° y 300° y debe ser superior al punto Ms, de comienzo de formación de la martensita. El material debe permanecer en el baño caliente el tiempo suficiente para conseguir que toda la masa del acero, incluso el corazón de la pieza, alcance e iguale la temperatura del baño, no prolongando demasiado la permanencia para evitar que se inicie la transformación, en ningún punto, enfriándose luego la pieza al aire.

De esta forma se obtiene una estructura martensítica con muy pocas tensiones residuales. Cuando convenga disminuir la dureza o resistencia obtenida, se puede dar posteriormente al acero un revenido. Es necesario que el enfriamiento en el martempering sea suficientemente rápido para que la curva de enfriamiento no corte a la nariz de la "S" en ningún punto, pues si lo hiciera, parte de la austenita se transformaría en otros constituyentes y al llegar a la zona de formación de la martensita, tendríamos que parte de la masa no sería ya de austenita y no se podría transformar. En piezas gruesas y cuando se utilizan aceros al carbono o de baja aleación, esta condición suele ser difícil de cumplir y por eso este tratamiento, lo mismo que el de austempering, es de aplicación limitada.

Para conseguir la máxima velocidad de enfriamiento en los baños de sales, se utilizan agitadores mecánicos como el que se ve en la **Figura 7.8** (horno de la izquierda) que consiste en un motor con eje largo en cuyo extremo van montadas unas aspas que agitan el baño.



**FIGURA 276**

Martempering de anillos de cojinetes de rodillos de 450 mm de diámetro de acero al cromo. En el horno de la derecha se efectúa el calentamiento a 850°, y luego se pasan las piezas al horno de la izquierda, cuya temperatura es de 260°.

### **Figura 7.8**

Martempering de anillos de cojinetes de rodillos de 450 mm de diámetro de acero al cromo. En el horno de la derecha se efectúa el calentamiento a 850°, y luego se pasan las piezas al horno de la izquierda, cuya temperatura es de 260°.

Es muy importante que la temperatura del baño sea próxima y superior a  $M_s$ , pues si fuera inferior, parte de la austenita de la periferia se transformaría en martensita antes que el resto de la austenita del centro, y el proceso sería imperfecto.



Para efectuar el martempering de piezas de un acero determinado, se debe conocer previamente la curva de la "S" de enfriamiento continuo del acero, y especialmente, la posición de su nariz o narices, la temperatura correspondiente al punto Ms y el tiempo necesario para que se inicie la transformación a una temperatura ligeramente superior a la correspondiente al punto Ms, que corresponda a la que se va a utilizar en el baño de sales.

La situación del punto Ms varía bastante en algunos casos con la temperatura de austenización. Como se puede observar en la **Tabla 7.3**, que se refiere a un acero de 1.10% de carbono y 1.80% de cromo, al elevarse la temperatura de austenización, desciende la temperatura correspondiente al punto Ms.

TEMPERATURA DE AUSTENIZACIÓN	TEMPERATURA DE Ms
850°	290°
925°	151°
1,035°	107°

**Tabla 7.3**

Influencia de la temperatura empleada para la austenización de un acero de 1.10 % de C y 1.80 % de Cr sobre la temperatura correspondiente al punto Ms .

A continuación citamos varios ejemplos en los que es muy recomendable el martempering, detallando al mismo tiempo las ventajas que en cada caso se obtienen con este tratamiento.

1. Para la fabricación de los engranajes del mecanismo diferencial de automóviles, se utilizaba en un taller el procedimiento clásico de cementación con temple en aceite.

Las piezas eran fabricadas con acero cromo-molibdeno de: C = 0.10%; Cr = 1.05 % y Mo = 0.20%. Eran cementadas a 900° y después templadas primero a 850° y luego a 780°, enfriando en ambos casos en aceite, utilizando además un utillaje especial para evitar las deformaciones. Sin embargo, éstas se producían en un 75 % de las piezas, apareciendo variaciones de 0.2 a 0.6 mm, que hacían necesario el enderezado muy costoso y que inutilizaba bastantes piezas por agrietamiento.

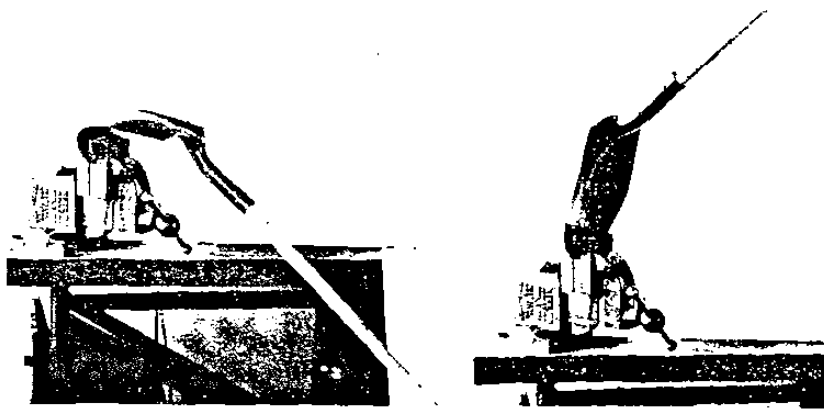
Empleando en cambio baños de sales calientes a 200° en lugar de aceite para el enfriamiento, se han obtenido resultados muy notables. Las deformaciones medias no pasan de 0.1 mm, el enderezado ha sido suprimido, se han reducido los excesos para el rectificado y se obtienen durezas de 63 a 65 Rockwell C, iguales o ligeramente superiores a las obtenidas en el temple en aceite.

2. - En la fabricación de troqueles de forma complicada con partes delgadas y de gran longitud, fabricados con acero cromo-manganeso, se presentaban deformaciones importantes, que llegaban a ser en bastantes casos superiores a lo permitido. Empleando baños de sales para el enfriamiento se resolvió el problema, pues las deformaciones eran casi inapreciables.

Ensayando diferentes medios de enfriamiento con durezas casi similares, se obtuvieron las siguientes deformaciones medias:

Agua salada .... = 0.3 mm.	Aceite a 20° ..... = 0.06 mm.
Aceite a 100°.... = 0.05 mm.	Baño de sales a 200°... = 0.015 mm.

Con el martempering desaparecieron prácticamente las piezas rechazadas por defecto de tratamiento que antes llegaban con frecuencia al 10%, se redujo el costo de la operación y del control, y también el de limpieza y rectificado de las piezas. Además, y esto es lo más importante, las piezas no sufrían casi deformaciones y quedaban.



**Fig. 8.67** Demostración impresionante de una pala austenizada. El cuadro de la izquierda muestra la extensión a la cual la pala puede ser combada sin que se produzca ninguna falla, y el cuadro de la derecha muestra cómo la pala combada, después de eliminar la fuerza de combado, regresa a su posición original sin deformación aparente (Cortesía del Research Laboratory, U.S. Steel Corporation)

**Fig. 7.9**

Demostración impresionante de una pala austenizada. El cuadro de la izquierda muestra la extensión a la cuál la pala puede ser combada sin que se produzca ninguna falla, y el cuadro de la derecha muestra cómo la pala combada , después de eliminar la fuerza de combado, regresa a su posición original sin deformación aparente ( cortesía de del Research Laboratory, US Stell Corporation ).

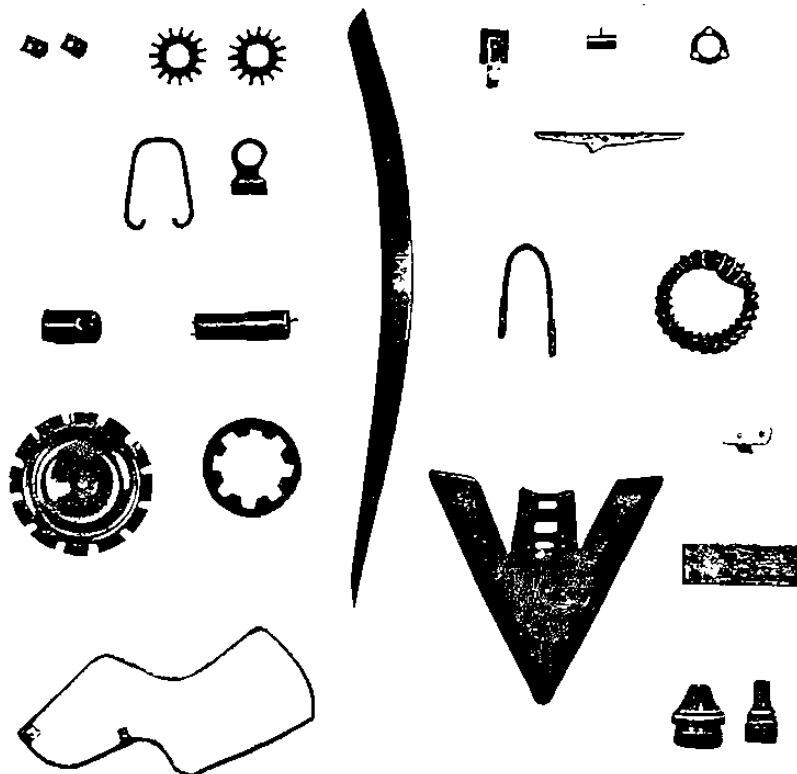


Fig. 7.10  
Variedad de artículos industriales austenizados ( Ajax Electric Company )

Recocido con enfriamiento lento	Recocido isotérmico
Calentamiento a 780°. Mantenimiento de una hora. Enfriamiento lento, con una velocidad de enfriamiento de 15°/hora. <i>Enfriamiento al aire desde 625°.</i>	Calentamiento a 780° Mantenimiento de una hora. Enfriamiento a 700°.
Duración, 12 a 24 horas.	Mantenimiento de dos horas. <i>Enfriamiento al aire desde 700°.</i> Duración, 6 a 12 horas.

Tabla 7.1

comparación entre los tiempos necesarios para efectuar el recocido de regeneración de piezas de poco espesor de un acero de 1% de carbono, y el necesario para efectuar el recocido isotérmico de las mismas piezas.

# CAPITULO VIII

## CEMENTACION

### 8.1 INTRODUCCIÓN

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:

- 1. Carburización.**
- 2. Nitruración.**
- 3. Cianuración o carbonitruración.**
- 4. Endurecimiento por flama.**
- 5. Endurecimiento por inducción.**

Los tres primeros metodos cambian la composición química: 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. Los dos últimos no cambian la composición química del acero y son esencialmente métodos de endurecimiento poco profundo.

En los métodos de endurecimiento por flama y por inducción, el acero debe ser capaz de endurecerse; por tanto, el contenido de carbono debe ser como del 0.30% o mayor.

## **8.2 CARBURIZACION O CEMENTACION**

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 temple 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 tratan de sales o cementantes líquidos, y de 1 hora a varios días utilizando cementantes gaseosos.

Se emplean aceros aleados y sin aleación, de bajo contenido de carbono, generalmente de 0.08 a 0.25% de C y excepcionalmente algunas veces se cementan también aceros hasta de 0.40% de C.

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

En el proceso de cementación se pueden distinguir dos etapas distintas:

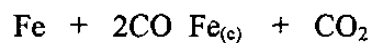
**1.ª Absorción del carbono por el acero**

**2ª mejoramiento de características por medio de tratamientos térmicos adecuados.**

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

- 1.º De la composición del acero sometido a la cementación.
- 2.º De la naturaleza de la substancia cementante.
- 3.º 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 alma o núcleo central y la periferia o capa cementada, existiendo entre ellas otra tercera zona de transición de menor importancia (Fig. 8.1 ). La temperatura de carburización usual es de 926.66°C. A esta temperatura, tiene lugar la siguiente reacción:



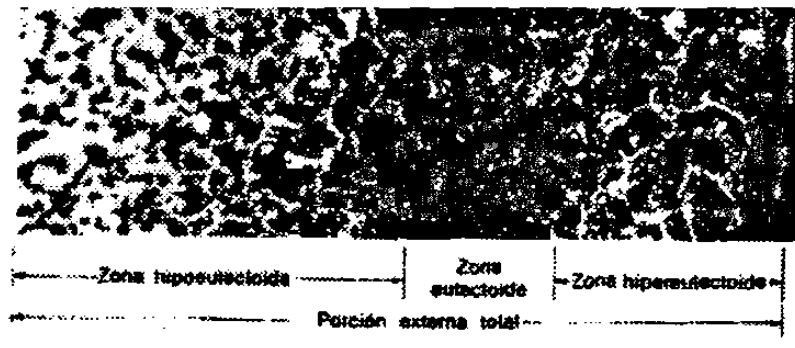
donde  $\text{Fe}_{(c)}$  representa el carbono disuelto en austenita. La máxima cantidad de carbono que puede disolverse en austenita a 926.66°C está señalada en el diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro en la línea A. Por tanto, rápidamente se forma una capa superficial de alto carbono (como del 1.2%). Como la parte interna es de bajo contenido de carbono, los átomos de carbono que tratan de alcanzar el equilibrio empezarán a difundir hacia adentro.

La rapidez de difusión del carbono en austenita, a una temperatura dada, depende del coeficiente de difusión y del gradiente de concentración del 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 por parte externa, la pieza se saca del horno y se enfría. Si la pieza se enfría en un horno y se examina microscópicamente, el gradiente de carbono será visible en el cambio gradual de la estructura. En la 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 8.1**.

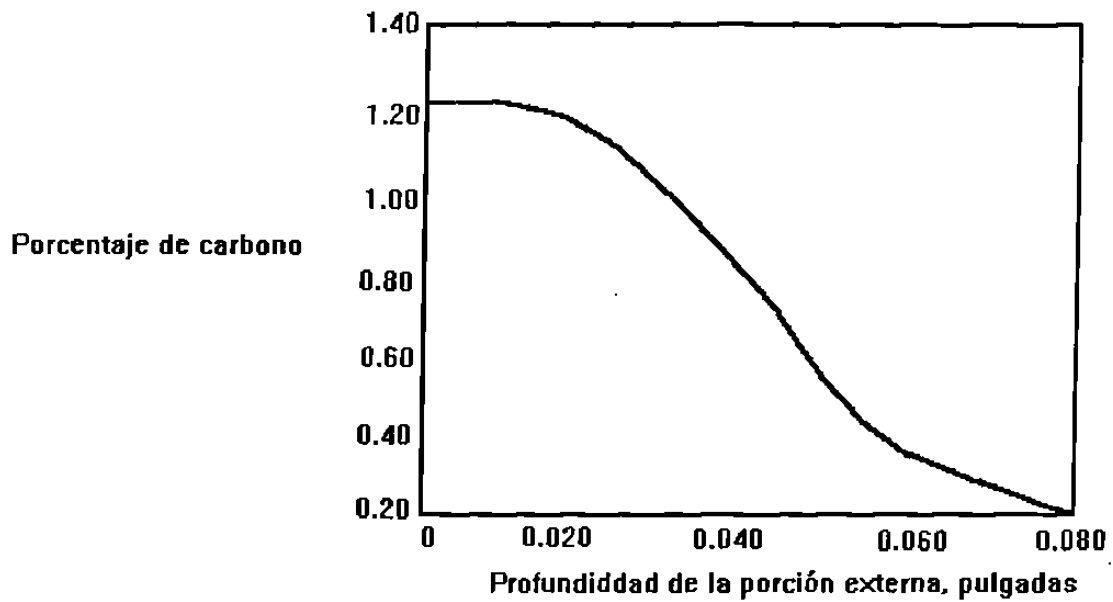


**Figura 8.1**

Acero al 0.20% de carbono, carburizado por empaquetamiento a 926.66°C durante 6 hr y enfriando en horno. Atacado químicamente en nital al 2%. 30x

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, puede determinarse experimentalmente colocando la pieza en un torno y maquinando muestras para análisis químico, con incrementos de 0.005 pulgadas

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 8.2**.



**Figura 8.2**

Gradiente de concentración de carbono en un acero con 0.08 pulg. de porción externa total.

La **Figura 8.3** y la **Tabla 8.1** muestran la relación de tiempo y temperatura con la profundidad de la parte externa.

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	0.078	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	0.086	0.103	0.122	0.144

\* Cortesía de la Republic Steel Corp.

Tabla 8.1  
Profundidad de la porción externa en pulgadas, al carburizar

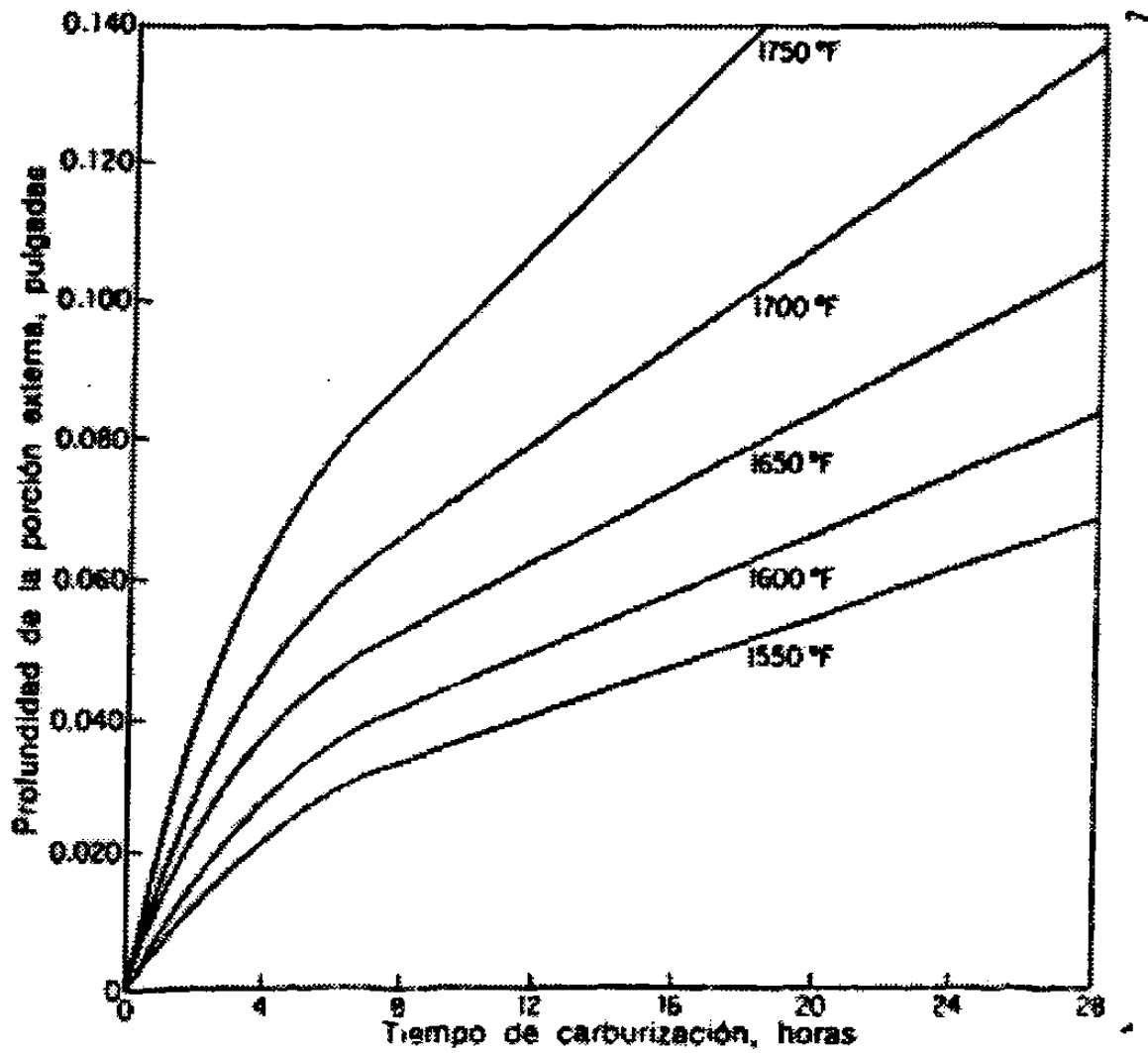


Figura 8.3

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

### 8.3 DESCARBURIZACION

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 bióxido 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.

La **Figura 8.4** muestra la descarburización en la superficie de un acero al alto carbono.



**Figura 8.4**  
Capa descarburizada de ferrita sobre la superficie de un acero al alto carbono  
recocido Atacado químicamente en nital al 2% 200x.

La descarburización puede prevenirse mediante una atmósfera endotérmica de gas en el horno, a fin de proteger la superficie del acero del oxígeno, del bióxido 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.

#### **8.4 CARBURIZACION SÓLIDA**

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 partes 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.

## 8.5 CARBURIZACION POR GAS

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, que fácilmente se descompone a la temperatura de carburización. El hidrocarburo puede ser metano, propano, gas natural o hidrocarburo fluido vaporizado. 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 exterior 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  $cm$ , se conservará alguna cementita de frontera de grano en la pieza terminada, lo cual es una causa frecuente de falla.



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

## **8.6 CARBURIZACION POR LIQUIDOS**

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 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 843.33 y 898.88°C.

Estos se adaptan mejor para profundidades de parte superficial hasta de 0.030 pulg. Los baños de sal a altas temperaturas (endurecimiento superficial profundo) suelen tener un contenido de cianuro de 10% y operan entre 898.88°C y 954.44°C; además, se utilizan para producir endurecimientos superficiales de 0.030 a 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**
- 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:

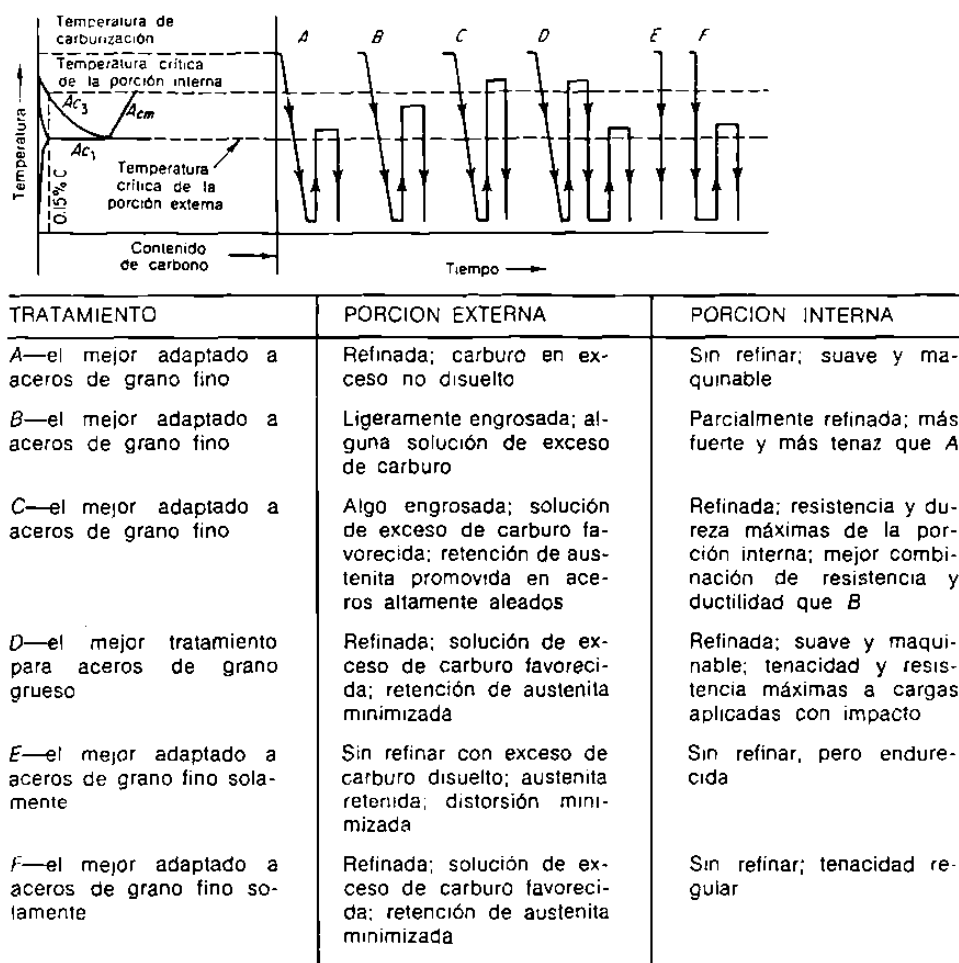
- a) **las piezas deben lavarse totalmente después del tratamiento para prevenir la herrumbre**
- b) **es necesaria una revisión y un ajuste regulares de la composición del baño, a fin de obtener profundidad uniforme de la superficie endurecida**
- c) **algunas formas no pueden manejarse porque flotan o llevan consigo cantidades excesivas de sal**
- d) **las sales de cianuro son venenosas y requieren cuidadosa seguridad.**

## **8.7 TRATAMIENTO TÉRMICO DESPUÉS DE LA CARBURIZACION**

Como el acero se carburiza 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 templeado sin tratamiento térmico ulterior, debido a la gran cantidad de austenita retenida en la parte superficial endurecida.

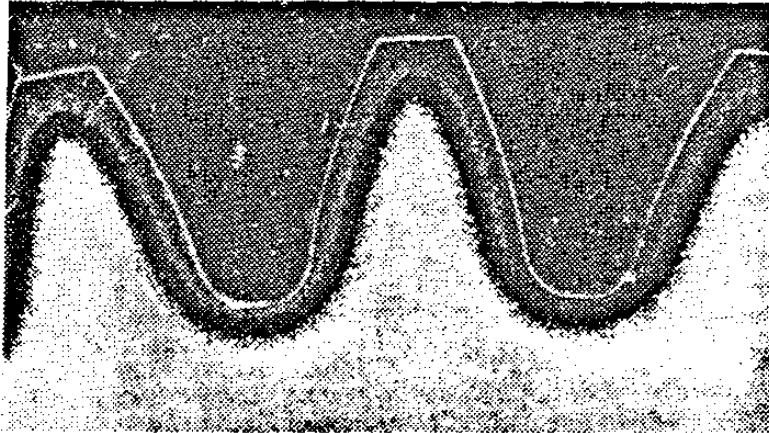
La **Figura 8.5** muestra una representación diagramática de varios tratamientos de endurecimiento para aceros carburizados, junto con las propiedades de la superficie externa endurecida y el centro de la pieza.



**Figura 8.5**

Diversos tratamientos térmicos para aceros carburizados (Tomada del Metals handbook ed. de 1948, American Society for Metals, Metals Park, Ohio).

Cuando una pieza carburizada se endurece, la parte exterior aparecerá como una zona de martensita clara, seguida por una zona más oscura de transición (Figura 8.6).



**Figura 8.6**  
Engrane apropiadamente carburizado, endurecido y revenido  
Atacado químicamente en nital al 2%. 7x

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 de transición es de aproximadamente Rockwell C50.

# CAPITULO IX

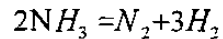
## NITRURACION

### 9.1 INTRODUCCIÓN

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:



formándose nitrógeno atómico, que se combina con el aluminio, cromo, molibdeno y 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 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.

## 9.2 VENTAJAS DE LA NITRURACION

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

1. **Gran Dureza.** Después de la nitruración, se consiguen durezas elevadísimas que no se obtienen por otros procedimientos de endurecimiento superficial (Figura 9.1).

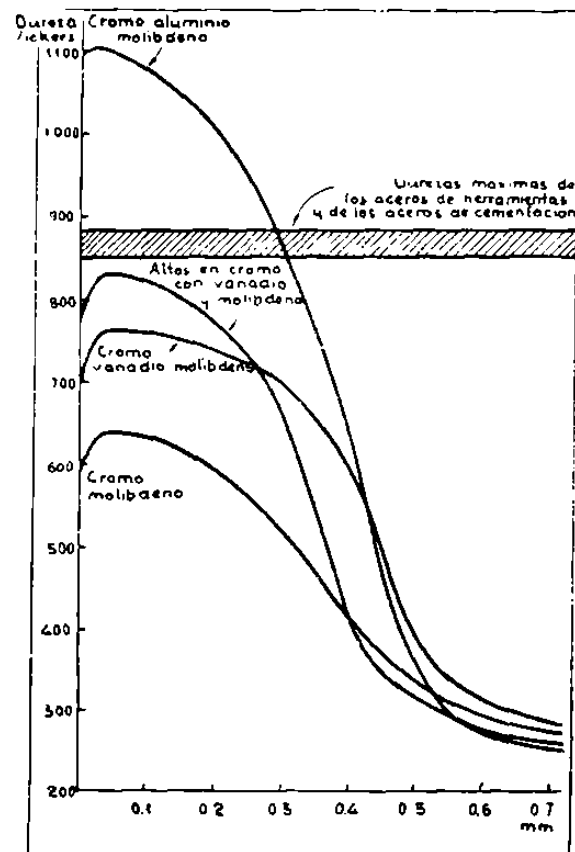


Figura 9.1

Durezas que se obtienen después de la nitruración de diferentes tipos de aceros.



Las piezas nitruradas que pueden quedar con dureza 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. 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.

**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.

**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.

**Retención de las durezas a temperaturas elevadas.** Las capas nitruradas conservan gran dureza hasta los 500°, especialmente cuando la duración del calentamiento no es muy prolongada.

En la **Figura 9.2-a** se puede apreciar el comportamiento de varios aceros y su dureza después de haber permanecido a diversas temperaturas durante una hora. En la **Figura 9.2 - b** se señalan a temperaturas variables desde 0° a 600° las durezas de los aceros nitrurados.

Se observa que las piezas nitruradas mantienen a temperaturas elevadas durezas superiores a la que se consiguen con otros procedimientos de endurecimiento de la capa 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°.

### **9.3 TEORÍA DE LA NITRURACION**

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.

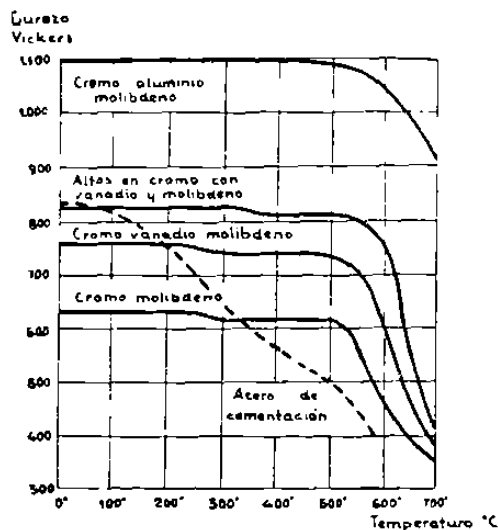


Figura 9.2a

Dureza de los aceros nitrurados después de permanecer una hora a diversas temperaturas. Los ensayos se realizan a temperatura ambiente.

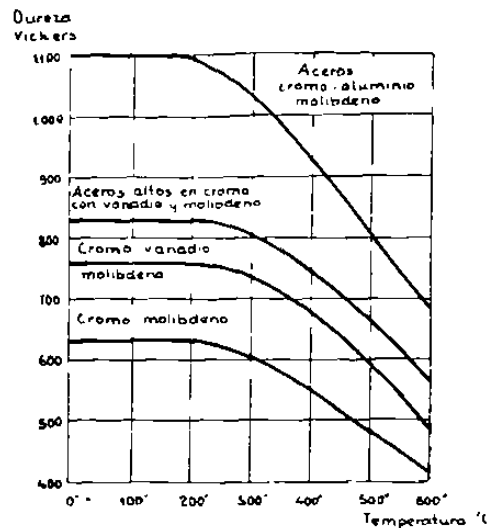


Figura 9.2b

Dureza a elevada temperatura de los aceros nitrurados. Los ensayos se realizan a alta temperatura.

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 aceros 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  $Fe_4N$ , en las capas frágiles de los aceros nitrurados, que era parecido a la perlita. A este eutectoide se le llamó bainita 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

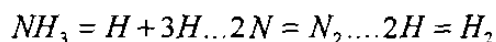
nitruración relativamente baja (unos 500° aproximadamente) y con el uso de aceros aleados con aluminio, cromo y molibdeno en lugar de aceros ordinarios al carbono.

Si se realiza el proceso a temperaturas muy próximas a 500° no aparece bainita en la capa superficial, 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 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° 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 un verdadero agente catalizador, se disocia en nitrógeno e hidrógeno atómicos produciéndose las siguientes reacciones:



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.

#### **9.4 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 más 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.

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. De esa manera se forman 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 nitrurar a 500° aceros aleados se debe a que en las condiciones que él eligió para la operación, existían 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 esta capa transmita el nitrógeno hacia el interior, siendo esa velocidad de penetración lenta, en especial en los acero aleados.

Este proceso de penetración del nitrógeno es muy diferente del de la cementación, donde el carbono a la temperatura del 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, por disolverse los nitruros de hierro en la ferrita, no deforman la red y la penetración es mas fácil. En la cementación, la penetración del carbono a elevada temperatura también es fácil, porque al disolverse el carbono en la austenita no hay tampoco deformación de la red y el carbono se introduce sin gran dificultad hacia el interior.

## 9.5 COMPOSICIÓN DE LOS ACEROS DE NITRURACION

Para la fabricación de piezas nitruradas se emplea aceros con porcentajes de carbono variables de 0.20 a 0.60 C, aleados con aluminio, cromo, molibdeno y vanadio.

El contenido de carbono de esos aceros no influye en la dureza, ni en la profundidad de la capa nitrurada, utilizándose diversos porcentajes de acuerdo con las características mecánicas que se quieren obtener en el núcleo.

Hay que evitar en las piezas descarburizaciones superficiales, eliminando por mecanizado las que hubiera antes de la nitruración, porque en las zonas donde el porcentaje de carbono es muy bajo, se forman capas con nitruros de hierro que son muy frágiles y pueden ocasionar el desconchado de las capas superficiales.

De los varios elementos aleados que se emplean, el **aluminio** es el más importante cuando se quiere conseguir las máximas durezas, pero debe ir siempre acompañado de otros elementos aleados para evitar que las capas nitruradas resulten demasiado frágiles.



El **molibdeno** aumenta también la dureza de la capa exterior, mejora la tenacidad del núcleo y evita la fragilidad que suelen presentar los aceros sin molibdeno al permanecer durante mucho tiempo a temperaturas próximas a 500°

El **romo** aumenta la profundidad de la capa dura e incrementa además la influencia del aluminio y del molibdeno.

El **vanadio** influye decisivamente en la profundidad de nitruración, aumentando el espesor de las capas duras.

Los grupos de aceros más utilizados en la actualidad son:

- 1 Aceros cromo -aluminio molibdeno** con 0.80 a 1.20 % de aluminio, 0.90 a 1.60 % de cromo y 0.20 % de molibdeno. Con estos aceros se consigue la máxima dureza superficial, que suele oscilar entre 1.000 y 1.100 Vickers.
- 2 Aceros altos en cromo con molibdeno y vanadio.** Aunque con estos aceros sólo se consiguen durezas comprendidas entre 800 y 850 Vickers, esas durezas son todavía extraordinarias y las capas nitruradas son mucho más tenaces que las de los aceros con aluminio. El contenido en cromo es de 3 %, el molibdeno de 0.40 a 1 % y el vanadio de 0 a 0.25 %. Ese elevado porcentaje de cromo aumenta ligeramente la profundidad de la capa nitrurada.

- 3 Cromo-molibdeno-vanadio.** Se obtienen durezas de 750 Vickers. El contenido en cromo es de 2%, el molibdeno de 0.25 % y el vanadio de 0.15%. La tenacidad de la capa nitrurada es mayor que en los casos anteriores.
  
- 4 Aceros cromo-molibdeno,** que son de menor dureza (650 Vickers), tienen la capa nitrurada más tenaz que los anteriores. Su contenido en cromo es de 1 % y el molibdeno de 1.20 %.

# **CAPITULO X**

## **CARBONITRURACION Y CIANURACIÓN**

### **10.1 INTRODUCCIÓN**

Las superficies externas endurecidas que 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 760 y 871.11°C.

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.

## 10.2 CIANURACIÓN

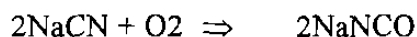
En la cianuración, la proporción de nitrógeno y carbono en la superficie dura externa producida por un baño de cianuro depende de la composición y de la temperatura del baño, siendo esta última la más importante. El contenido de nitrógeno es más alto en los baños que funcionan en el extremo inferior del intervalo de temperatura que en aquéllos 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 templeado, a pesar del relativamente bajo contenido de carbono. Se dispone de diversas mezclas de cianuros para el baño.

Aunque 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 de 615.55°C 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 ( $\text{NaCN}$ ). El cianuro

fundido se descompone ante la presencia de aire en la superficie del baño, para producir cianuro de sodio ( $\text{NaNC}_2$ ), 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  $815.55^\circ\text{C}$  y contiene aproximadamente 3% de cianuro puede utilizarse para establecer el carbono en los aceros descarburizados, 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.

### 10.3 CARBONITRURACION

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.

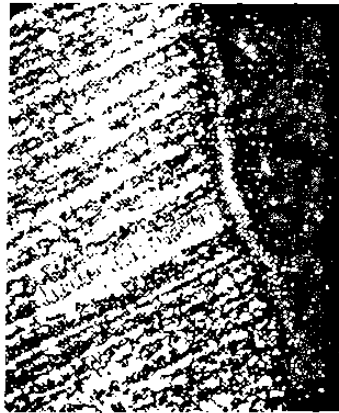
Las atmósferas utilizadas en carbonitruración generalmente incluyen una mezcla de gas portador, gas enriquecedor y amoníaco.

El gas portador suele ser 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, el amoníaco añadido ( $\text{NH}_3$ ) se disocia para proporcionar el nitrógeno a la superficie del acero.

La **Figura 10.1** muestra una superficie externa carbonitrurada, obtenida al calentar un acero C1213 en una atmósfera amoníaco-propano a  $843.33^\circ\text{C}$  durante 20 min, seguida de un templado en aceite.



**Figura 10.1**

Porción externa carbonitrurada sobre un acero AISi C1213. Calentado a  $30.2^\circ\text{C}$  durante 20 min. en una atmósfera de amoníaco-propano, y luego templado en aceite. Atacado químicamente en nital al 2%, 125x. Profundidad de la porción externa aproximadamente 0.0025 pulg.

Cada división del ocular del 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.

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 que la austenita al carbono puro y se transforma con más lentitud al enfriarse; por tanto, la carbonitruración se puede efectuar 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 templado en aceite en vez de templado en agua, se reduce la distorsión y hay menos peligro de que haya figuras. Como el nitrógeno aumenta la capacidad de endurecimiento, la carbonitruración de los aceros al carbono menos caros para muchas aplicaciones dar 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.



## **CAPITULO XI**

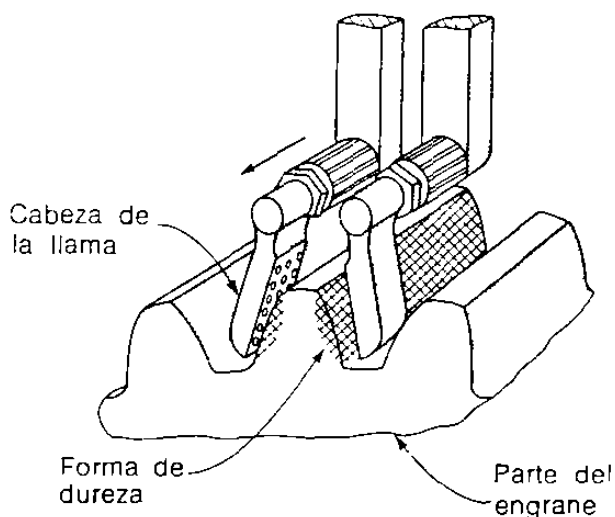
# **ENDURECIMIENTO POR LLAMA Y ENDURECIMIENTO POR INDUCCION**

### **11.1 INTRODUCCION**

Los dos métodos restantes, el de endurecimiento por llama y el de endurecimiento por inducción, no cambian la composición química del acero; mas bien, son métodos de endurecimiento de poca profundidad. Las áreas seleccionadas de la superficie de un acero se calientan en el intervalo de austenita y luego se templean para formar martensita; por tanto, es necesario empezar con un acero que pueda endurecerse. Generalmente, este se halla en el intervalo de 0.30 a 0.60% de carbono.

## 11.2 ENDURECIMIENTO POR LLAMA

En el endurecimiento por llama, el calor puede aplicarse mediante un soplete de oxiacetileno único, como se ve en la **figura 11.1**, o puede formar parte de un aparato elaborado, el cual automáticamente caliente, temple y coloque las piezas. La profundidad de la zona endurecida puede controlarse, mediante el ajuste de la intensidad de la llama, el tiempo de calentado o la velocidad de recorrido. Se necesita habilidad para ajustar y operar el equipo que funciona manualmente, a fin de evitar sobrecalentamiento de pieza debido a la alta temperatura de la llama.



**Fig. 11.1**

Método progresivo de endurecimiento por llama, que muestra la forma de dureza obtenida. (tomada del metals handbook, vol.2, American Society for Metals, MetalsPark, Ohio, 1964. )

El sobrecalentamiento puede producir tanto fisuras después del templado, como excesivo crecimiento de grano en la región que está debajo de la zona endurecida. En general, se utilizan cuatro métodos para endurecimiento por llama:

**a) el estacionario**

**b) el progresivo**

**c) el giratorio**

**d) el progresivo-giratorio**

El primer método, en el que, tanto el soplete como la pieza son estacionarios, se utiliza para el endurecimiento rápido y cualitativo de pequeñas piezas, como vástagos de válvula y llaves inglesa de extremo abierto. El método progresivo, en el que el soplete se mueve sobre una pieza de trabajo estacionarias, se emplea para endurecer piezas grandes, como las guías o bancada de un torno, pero también se adapta al tratamiento de dientes de grandes engranes (fig. 11.1).

El método giratorio, en el que el soplete es estacionario en tanto que la pieza gira, se utiliza para endurecer piezas de sección transversal circular, como engranajes de precisión, poleas y componentes semejantes. El método progresivo-giratorio, en el cual el soplete se mueve sobre una pieza giratoria, se utiliza para endurecer la superficie de piezas largas y circulares, como ejes y rodetes.

En todos los procedimientos, la disposición debe hacerse para templar rápidamente después de que la superficie se ha calentado a la temperatura requerida. Esto puede llevarse a cabo mediante agua rociada, templando la pieza completa en agua o en aceite, o enfriando con aire algunos aceros.

Después del templado, la pieza debe liberarse de esfuerzos calentándola en el intervalo de 176.66 a 204.44 °C y enfriándola con aire. tal tratamiento no reduce considerablemente la dureza de la superficie. La zona endurecida suele ser mucho mas profunda que la que se obtiene por carburización, y varia de 1/8 a 1/4 de plg de profundidad. Superficies endurecidas delgadas, del orden de 1/16 plg., pueden obtenerse aumentando la velocidad de calentamiento y templado.

Entre las ventajas del endurecimiento por llama están su portabilidad y su adaptabilidad. El equipo puede llevarse el trabajo y ajustarse para tratar solo el área que requiere endurecimiento. Para colocar en un horno las piezas demasiado grandes estas pueden manejarse fácil y rápidamente con el soplete. Otra ventaja es la capacidad para tratar componentes después del terminado de la superficie, ya que hay pocas escamas, descarburización o distorsión. Entre las desventajas estan : a) la posibilidad de sobrecalentamiento, dañando de esta manera la pieza, y b) la dificultad para producir zonas endurecidas menores de 1/16 de pulg. de profundidad.

### 1.3 ENDURECIMIENTO POR INDUCCION

Este proceso depende para superación del calentamiento localizado que producen las corrientes inducidas en un metal bajo la acción de un campo magnético rápidamente cambiante. La operación es semejante a la de un transformador en el cual el primario o bobina de trabajo esta constituido por varias vueltas de tubería de cobre enfriadas por agua, y la pieza que va a endurecerse desempeña el papel del secundario de un aparato de inducción de alta frecuencia. Las figuras 11.2 (a) a 11.2 (e) muestran los 5 diseños básicos de bobinas de trabajo para emplearlos con unidades de alta frecuencia y los esquemas por calor obtenidos por cada uno.

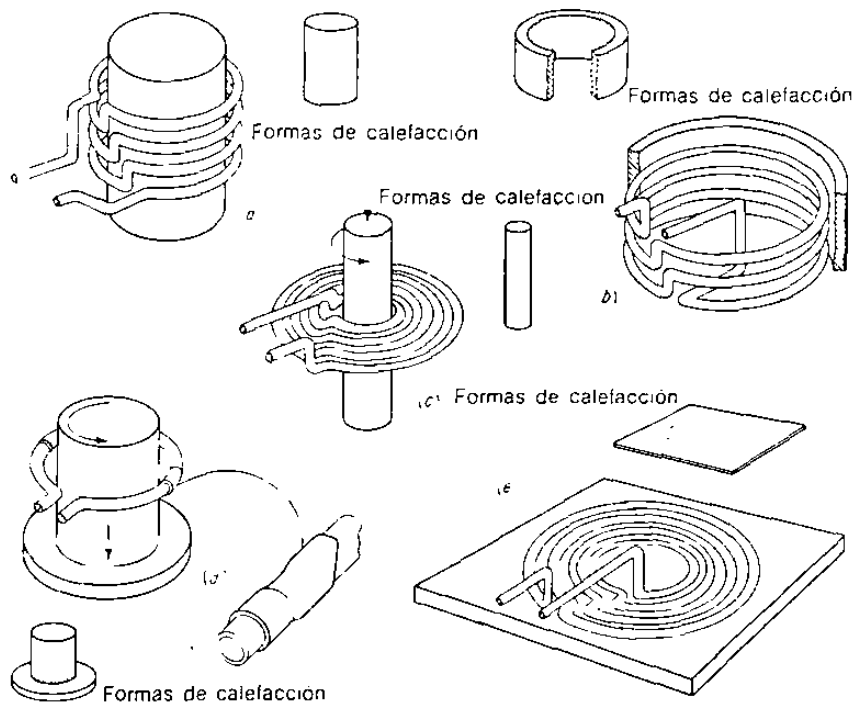


Fig.11.2

Enrollamiento para unidades de alta frecuencia y los modelos caloríficos obtenidos por cada una.

Estas formas básicas son:

- a) **Un solenoide** simple para calentamiento externo
- b) **Una bobina** para utilizarla internamente en el calentamiento de diámetros interiores
- c) **Una bobina del tipo “plato para pastel”**, diseñada con el fin de proporcionar altas densidades de corriente en una banda angosta para aplicaciones en las que es necesario recorrer la superficie a lo largo
- d) **Una bobina de una sola vuelta** para recorrer a lo largo de una superficie giratoria, con un aditamento que ayudara a calentar el chaflán
- e) **Una bobina tipo “torta”** para calentamiento localizado en un punto específico.

Cuando la corriente alterna de alta frecuencia pasa por la bobina de trabajo o primario, se forma un campo magnético de alta frecuencia, el cual induce corrientes parásitas de alta frecuencia y corrientes de histeresis en el metal. El calentamiento resulta de la resistencia del metal al paso de estas corrientes. Las corrientes inducidas de alta frecuencia tienden a viajar por la superficie del metal, lo cual se conoce como efecto de piel; Por tanto, es posible calentar una capa poco profunda del acero sin calentar el interior. Sin embargo, el calor aplicado a la superficie tiende a fluir hacia el centro por conducción; de este modo, el tiempo de calentamiento es un factor importante para controlar la profundidad de la zona endurecida.

La capa superficial se calienta prácticamente al instante, a una profundidad de la raíz cuadrada de la frecuencia. El intervalo de frecuencias comúnmente utilizado esta entre 10000 y 500000 Hz.

La tabla 11.1 muestra el efecto de la frecuencia en la profundidad de la superficie endurecida.

<b>FRECUENCIA (HZ)</b>	<b>PROFUNDIDAD TEORICA DE PENETRACION DE ENERGIA ELECTRICA (PULGADAS)</b>	<b>PROFUNDIDAD PRACTICA DE LA DUREZA DE LA PORCION EXTERNA (PULGADAS)</b>
1000	0.059	0.180 A 0.350
3000	0.035	0.150 A 0.200
10000	0.020	0.100 A 0.150
120000	0.006	0.060 A 0.100
500000	0.003	0.040 A 0.080
1000000	0.002	0.010 A 0.030

**Tabla 11.1**  
Efecto de la frecuencia en la profundidad de la dureza de la porción externa.

A mayor porción superficial, las profundidades pueden obtenerse en cada frecuencia aumentando el tiempo de calentamiento.

En los procesos por lote, la temperatura generalmente se controla especificando en forma automática el tiempo del ciclo. En los procesos continuos, la velocidad de pasaje de la pieza a través de las bobinas se ajusta para tener la temperatura requerida. Debido a que estos métodos de control de temperatura son indirectos, las condiciones que producen la profundidad requerida de la superficie endurecida suelen determinarse experimentalmente.

Un pirómetro de radiación puede utilizarse para medir y controlar la temperatura real de la pieza y mejorar la uniformidad del endurecimiento. Como en el caso del endurecimiento por llama, debe hacerse de tal manera que sea posible templar rápidamente la pieza después de que ha alcanzado la temperatura deseada.

La superficie dura obtenida mediante endurecimiento por inducción es similar a la que se obtiene mediante endurecimiento por llama, y es posible obtener superficies endurecidas más delgadas. Los aceros utilizados son semejantes a los de endurecimiento por llama. Los aceros al carbono con un contenido intermedio de carbono se emplean para la mayoría de las aplicaciones, sobre todo para producir superficies endurecidas delgadas. El carbono se disuelve completamente en corto tiempo requerido para calentar el acero hasta la temperatura de templado.

Los aceros aleados también pueden endurecerse por inducción y son necesarios particularmente cuando se requieren superficies endurecidas profundas.



Los aceros de baja aleación se endurecen fácil y superficialmente mediante éste método, pero los aceros altamente aleados son mas lentos y pueden necesitar un aumento de temperatura a fin de lograr la estructura deseada para un endurecimiento satisfactorio; sin embargo, debido al rápido calentamiento, los aceros aleados pueden calentarse a temperaturas mayores desde 37.77 hasta 93.33 °C mediante el endurecimiento por inducción, mas que por medio de los métodos convencionales, sin peligro de un excesivo crecimiento de grano. Las piezas de acero endurecidas en su superficie por inducción generalmente sufren menor distorsión total que si se hubieran templado después de calentarlas en un horno.

La microestructura del acero antes del endurecimiento por inducción es importante para seleccionar el ciclo de calentamiento que se va ha emplear. Las estructuras que después del templado y revenido tienen los carburos pequeños uniformemente dispersos se austenizan mas facilmente, en consecuencia, se pueden obtener superficies endurecidas de poca profundidad con máxima dureza superficial mediante grandes rapidezces de calentamiento. Las estructuras Perlita-Ferrita, típicas de aceros normalizados laminados en caliente y recocidos con 0.40 a 0.50 % de carbono, también responden en forma satisfactoria al endurecimiento por inducción.

Otra ventaja del endurecimiento por inducción es la capacidad para instalar el equipo de manera directa dentro de la línea de producción y emplear operarios relativamente inexpertos, ya que la operación es prácticamente automática.

Entre las desventajas están el costo del equipo el hecho de que las pequeñas cantidades o piezas de forma irregular no pueden manejarse económicamente, y los altos costos de mantenimiento.

## **BIBLIOGRAFIA**

**TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS**

**JOSE APRAIZ BARREIRO**

**ED. DOSSAT**

**8ª EDICION 1974, MADRID ESPAÑA**

**PRINCIPIOS DE TRATAMIENTO TERMICO**

**M.A. GROSSMAN Y E.C. BAIN**

**ED. BLUME**

**1ª EDICION 1972, MADRID ESPAÑA**

**FABRICACION DE HIERRO, ACEROS Y FUNDICIONES**

**JOSE APRAIZ BARREIRO TOMO 1**

**ED. URMO, S.A.**

**BILBAO ESPAÑA**

**INTRODUCCION A LA METALURGIA FISICA****SIDNEY H. AVNER****ED. M<sup>c</sup>. GRAW HILL****2<sup>a</sup> EDICION, 1988****PROCESOS DE MANUFACTURA VERSION SI****B.H. AMSTEAD, PH.F. OSTWALD, M.L. BEGEMAN****ED. CECSA****1<sup>a</sup> EDICION 1992****PROCESOS BASICOS DE MANUFACTURA****H.C. KAZANAS, GLENN E. BAKER, THOMAS G. GREGOR****M<sup>c</sup> GRAW HILL****1<sup>a</sup> EDICION 1988****MATERIALES Y PROCESOS DE MANUFACTURA****JOHN E. NELLY, RICHARD R. KIBBE****LIMUSA, 1<sup>a</sup> EDICION 1992****PROCESOS Y MATERIALES DE MANUFACTURA PARA INGENIEROS****LAWRENCE E. DOYLE , CARL A. KEYSER, JAMES L. LEACH.****ED. PRENTICE HALL, 3<sup>a</sup> EDICION 1993**

# GLOSARIO

**Acero.-** Aleación de base hierro, maleable en algún intervalo de la temperatura a que fue inicialmente fundida; contiene manganeso, generalmente carbono y a menudo otros elementos de aleación. En acero al carbono y acero de baja aleación, el máximo contenido de carbono es del 2% aproximadamente; en acero de alta aleación, del 2.5% aproximadamente. La línea de separación entre aceros de baja aleación y de alta aleación, se considera generalmente como del 5% de elementos metálicos de aleación.

**Acero Aleado.-** Acero con grandes cantidades de elementos de aleación (distintos del carbono y de las cantidades comúnmente aceptadas de manganeso, silicio, azufre y fósforo), agregado para efectuar cambios en las propiedades mecánicas o físicas.

**Acero Austenítico.-** Acero aleado cuya estructura es normalmente austenítica a temperatura ambiente.

**Acero al Carbono.-** Acero que contiene hasta aproximadamente 2% de carbono y solo cantidades residuales de otros elementos, excepto aquellos agregados para desoxidación,

con silicio generalmente limitado a 0.60% y manganeso a 1.65% aproximadamente. Llamado también acero ordinario.

**Acero Grafítico.-** Acero hecho de manera que parte del carbono esta presente como grafito.

**Aleación.-** Sustancia con propiedades metálicas y compuesta por 2 o más elementos químicos de los cuales por lo menos uno es un metal elemental.

**Aleación Hipereutéctica.-** Cualquier aleación binaria cuya composición está a la derecha del eutéctico en un diagrama de equilibrio y que contiene alguna estructura eutéctica.

**Aleación Hipoeutéctica.-** Cualquier aleación binaria cuya composición química está a la izquierda del eutéctico en un diagrama de equilibrio y que contiene alguna estructura eutéctica.

**Alotropía.-** Fenómeno reversible mediante el cual ciertos metales pueden existir en más de una estructura cristalina. Si no es reversible, el fenómeno se llama **polimorfismo**.

**Austenita.-** Solución sólida de uno o más elementos en hierro cúbico centrado en las caras. En general, se supone que el carbono es el soluble.

**Austenizado.-** Templado de una aleación férrosa desde una temperatura superior al intervalo de transformación en un medio que tiene una rapidez de absorción de calor suficientemente alta para evitar la formación de productos de transformación a alta temperatura, y luego mantener la aleación hasta que se completa la transformación, a una temperatura inferior a la de la formación perlítica y superior a la de la formación martensítica.

**Bainita.-** Producto de descomposición de la austenita que consiste en un agregado de ferrita y carburo. En general, se forma a temperaturas inferiores a aquellas en que se forma perlita muy fina y superiores a aquellas en que la martensita se empieza a formar al enfriar. Su apariencia es plumosa si se forma en la parte superior del intervalo de temperatura y acircular, pareciendo martensita revenida si se forma en la parte inferior.

**Carbonitruración.-** Introducción de carbono y nitrógeno dentro de una aleación sólida ferrosa manteniéndola por encima de  $A_{c1}$  en una atmósfera que contiene gases apropiados, como hidrocarburos, monóxido de carbono y amoníaco. La aleación carbonitrurada se endurece generalmente por temple.

**Carburizar.-** Introducir carbono en una aleación sólida ferrosa manteniéndola por arriba de  $A_{c1}$  en contacto con un material carbonoso adecuado, el cual puede ser un sólido, un líquido o un gas. La aleación carburizada se endurece generalmente por temple.

**Cementita.-** Compuesto de hierro y carbono conocido químicamente como carburo de hierro, con la fórmula química  $Fe_3C$ . Se caracteriza por una estructura cristalina ortorrómbica.

**Cianuración.-** Introducir carbono y nitrógeno dentro de una aleación sólida ferrosa manteniéndola por encima de  $A_{c1}$ , en contacto con cianuro fundido de una composición adecuada. La aleación cianurada generalmente se endurece por temple.

**Descarburización.-** Pérdida de carbono de la superficie de una aleación ferrosa como resultado de calentar en un medio que reacciona con el carbono presente en la superficie.

**Diagrama de Equilibrio.-** Representación gráfica de los límites de temperatura y composición de campos de fase en un sistema de aleación como realmente existen bajo las condiciones específicas de calentamiento o enfriamiento (sinónimo de diagrama de fase o diagrama de constitución ).

**Endurecimiento.-** Incrementar la dureza mediante un tratamiento adecuado, generalmente incluye calentamientos y enfriamientos. Cuando es aplicable deben de utilizarse los siguientes términos, más específicos: endurecimiento por envejecido, endurecimiento de superficie, endurecimiento por flama, endurecimiento por inducción, endurecimiento por presipitación y endurecimiento por temple.



**Endurecimiento por inducción.-** Cuando el templado se efectúa por el calor generado por inducción eléctrica.

**Endurecimiento por llama.-** Cuando el temple se aplica por el calor directo de una flama o llama.

**Ensayo Charpy.-** Ensayo de cargas aplicadas con impacto tipo péndulo de un solo arco, en el cual la muestra, generalmente muescada, está soportada en ambos extremos como una viga simple y es rota por un péndulo en caída libre. La energía absorbida, según lo determinado por la elevación subsecuente del péndulo, es una medida de la resistencia al impacto o tenacidad de la muesca.

**Envejecido.-** En un metal o aleación, es un cambio en propiedades que generalmente ocurren con lentitud a temperatura ambiente y con más rapidez a temperaturas superiores.

**Esferoidización.-** Calentar y enfriar para producir una forma esferoidal o globular de carburo en acero.

**Eutético.-** Reacción isotérmica reversible en que una solución líquida se convierte en dos o más sólidos íntimamente mezclados al enfriar, aleación que contiene la composición indicada por el punto eutético en un diagrama de equilibrio.

**Eutectoide.-** Reacción isotérmica reversible en la que una fase sólida (generalmente una solución sólida) se convierte en dos o más sólidos íntimamente mezclados al enfriar. Aleación que tiene la composición indicada por el punto eutectoide en un diagrama de equilibrio.

**Fase.-** Porción físicamente homogénea y distinta de un sistema de un material.

**Ferrita.-** Solución sólida de uno o más elementos en hierro cúbico centrado en el cuerpo. (generalmente se supone que el carbono es el soluble). En el diagrama Hierro-Carbono hay dos regiones ferríticas, separadas por un área austenítica, el área inferior es ferrita Alfa, en tanto que la superior es ferrita Delta. Si no hay aclaración se supone que es ferrita Alfa.

**Fragilidad.-** Calidad de un material que da lugar a la propagación de fisuras sin deformación plástica apreciable.

**Grano.-** Cristal individual en un metal o aleación policristalina.

**Hierro Alfa.-** Hierro puro en forma cúbica centrada en el cuerpo, estable a temperaturas inferiores de 910°C.

**Hierro Gamma.-** Hierro puro en forma cúbica centrada en las caras, estable desde 910 hasta 1410°C.

**Ledeburíta.-** Eutéctico del sistema Hierro-Carbono, cuyos constituyentes son Austenita y Cementita .

**Líquidus.-** En un diagrama de constitución o de equilibrio, el lugar geométrico de todos los puntos que representan las temperaturas a las que las diversas composiciones en el sistema empiezan a congelar al enfriar o terminan de fundir al calentar.

**Martensíta.-** Fase metaestable del acero, formada por una transformación de austenita inferior a la temperatura  $M_s$ . Es una solución sólida intersticial sobresaturada de carbono en hierro, con una red tetragonal centrada en el cuerpo. Su microestructura se caracteriza por una forma acircular o tipo aguja.

**Microestructura.-** Estructura de metales pulidos y atacados químicamente, revelada por un microscopio a una amplificación mayor de 10 diámetros.

**Nitruración.-** Introducción de nitrógeno en una aleación sólida ferrosa, manteniéndola a una temperatura adecuada (por abajo de  $A_c$  para aceros ferríticos), en contacto con un material nitrogenoso, generalmente amoníaco o cianuro fundido de composición apropiada. No se requiere templado para producir una superficie dura.

**Normalizado.-** Calentar una aleación ferrosa a una temperatura apropiada por arriba del intervalo de transformación y luego enfriar en aire a una temperatura sustancialmente inferior al intervalo de transformación.

**Perlita.-** Agregado laminar de ferrita y cementita que a menudo se presenta en acero y hierro fundido.

**Pre calentamiento.-** Calentamiento previo a un tratamiento térmico o mecánico.

**Propiedades Mecánicas.-** Propiedades de un material que revelan su comportamiento elástico e inelástico cuando se aplica una fuerza, por ejemplo, módulo de elasticidad, resistencia tensil, elongación, límite de fatiga, punto de fluencia, etc.

**Prueba Izod.-** Prueba tipo péndulo de cargas aplicadas con impacto de un solo golpe en el que la muestra generalmente muescada está fija en un extremo y es rota por el péndulo que cae con libertad. La energía absorbida, medida por la elevación subsecuente del péndulo, es una medición de la resistencia a las cargas aplicadas con impacto o de la tenacidad de muesca.

**Recarburizar.-** Incrementar el contenido de carbono del hierro o acero líquido, al añadir material carbonoso. Carburizar una pieza de metal para devolver el carbono de la superficie perdido durante el procesamiento.

**Recocido.-** Calentar y mantener a una temperatura adecuada y luego enfriar a una rapidez apropiada, para reducir la dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajado en frío, producir una microestructura deseada.

**Recocido Total.-** Recocer una aleación ferrosa por austenización y luego enfriarla lentamente a travez de todo el intervalo de transformación. La temperatura de austenización para acero hipoeutectoide suele ser superior a  $A_{c3}$ ; y para acero hipereutectoide generalmente entre  $A_{c1,3}$  y  $A_{cm}$ .

**Resiliencia.-** Cantidad de energía liberada, por unidad de volúmen, al remover la carga. Capacidad de un metal, en virtud de la alta resistencia a la cedencia y al bajo módulo elástico, para exhibir considerable recuperación elástica al liberar la carga apliacada.

**Revenido.-** Recalentar el acero endurecido o hierro fundido a alguna temperatura inferior al eutectoide, a fin de disminuir la dureza y aumentar la tenacidad. El proceso también se aplica algunas veces al acero normalizado.

**Sólidus.-** En un diagrama de constitución o de equilibrio es el lugar geométrico de todos los puntos que representan las temperaturas a las cuales diversas composiciones terminan de congelar al enfriar o empiezan a fundir al calentar.

**Solución Sólida.-** Fase cristalina única, sólida y homogénea, que contiene 2 o más especies químicas.

**Superaleación .-** Aleación desarrollada para servicio a muy alta temperatura en la que se encuentran esfuerzos relativamente altos y frecuentemente se requiere resistencia a la oxidación.

**Superficie de Endurecido.-** En una aleación ferrosa, la porción exterior que se ha hecho más dura que el núcleo, los procesos típicos utilizados para endurecer superficies son carburización, cianuración, carbonitruración, nitruración, endurecimiento por inducción y endurecimiento por llama.

**Templado.-** Endurecer una aleación ferrosa austenizando y luego enfriando rápidamente en forma suficiente, de modo que alguna parte o casi toda la austenita se transforma en martensita. La temperatura de austenización para aceros hipoeutectoides esta por arriba de  $A_{c3}$  y para aceros hipereutectoides esta entre  $A_{c1,3}$  y  $A_{cm}$ .

**Tenacidad.-** Capacidad de un metal para absorber energía y deformarse plásticamente antes de fracturarse. Generalmente se mide por el ensayo Izod o ensayo Charpy, pero el área bajo la curva esfuerzo-deformación en el ensayo de tensión, también es una medida de tenacidad.

**Tratamiento Térmico.-** Son calentamientos y enfriamientos controlados que se le dan a un metal o aleación como el acero para obtener las propiedades o condiciones deseadas.

