

# 5. TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS

## CONTENIDO

### 5.1. INTRODUCCIÓN

### 5.2. TRANSFORMACIONES DE FASE

### 5.3. DIAGRAMAS TTT PARA ENFRIAMIENTOS ISOTÉRMICOS Y CONTINUOS

5.3.1. Diagrama TTT para transformación isotérmica

5.3.2. Diagrama TTT para enfriamiento continuo

### 5.4. TEMPLABILIDAD DE LOS ACEROS

5.4.1. Factores que afectan la templabilidad de los aceros:

5.4.2. Bandas de templabilidad.

### 5.5. GENERALIDADES SOBRE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

5.5.1. Temperatura de austenización

5.5.2. Tiempo de sostenimiento

### 5.6. TIPOS DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS

5.6.1. Tratamientos continuos

5.6.1.1. Recocido.

5.6.1.2. Normalizado

5.6.1.3. Temple

5.6.1.4. Revenido de aceros templados

5.6.2. Tratamientos térmicos isotérmicos.

5.6.2.1. Austempering o austemperado:

5.6.2.2. Martempering o martemperado

5.6.3. Tratamientos térmicos de endurecimiento superficial.

5.6.3.1 Cementación o Carburización

5.6.3.2 Carbonitruración

5.6.3.3 Tenifer

5.6.3.4 Nitruración

5.6.3.5. Nitruración iónica

5.6.3.6 Temple por inducción

5.6.3.7 Temple superficial por soplete o a la llama

### 5.7. Tratamientos térmicos de las fundiciones

5.7.1. Generalidades

5.7.2. Recocido

5.7.4. Austemperado

5.7.5. Temple superficial por llama

5.7.6. Tratamiento térmico para fundiciones gris y nodular austeníticas

### 5.8. Tratamientos Térmicos de Materiales no-Ferrosos.

## Referencias

### 5.1. INTRODUCCIÓN

En este capítulo se tratarán sobre los tratamientos térmicos efectuados a materiales ferrosos como aceros y fundiciones. Los tratamientos térmicos se pueden definir como aquellos procesos por medio de los cuales se pueden obtener las propiedades deseadas (y estas dependen a la vez de la microestructura y del tipo de material), en una pieza con ayuda de la temperatura y de una velocidad de enfriamiento adecuada de las piezas.

Los tratamientos térmicos se pueden clasificar en: a) convencionales y b) termoquímicos, los primeros a la vez se pueden clasificar (en dependencia de la forma como se obtiene las diferentes microestructuras durante el enfriamiento), en: tratamientos con enfriamiento continuo o con enfriamiento isotérmico. Los tratamientos termoquímicos en general son llamados tratamientos térmicos superficiales. Otro tipo de tratamiento, el cual busca la precipitación de partículas duras en el acero es conocido como envejecimiento.

Para el entendimiento de los tratamientos térmicos, es indispensable comprender una serie de conceptos como: fases, microestructuras, transformaciones de fase, termodinámica de las transformaciones, cinética, variables de control, medios de enfriamiento, poder templante, severidad de temple, templabilidad, temperatura de austenización, etc. Algunos de estos conceptos serán tratados brevemente a continuación.

### 5.2. TRANSFORMACIONES DE FASE

Los principios básicos acerca de las transformaciones de fase que ocurren en los aceros, se pueden aplicar para describir transformaciones específicas de importancia industrial. No es realista describir la vasta cantidad de materiales y tratamientos térmicos que se usan actualmente en la industria. Sin embargo, si se escoge con cuidado una cantidad limitada de ejemplos en los que existan muchos datos que relacionen el efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura, se puede desarrollar una idea y una confianza en la aplicación de los principios básicos de esta técnica.

El acero es uno de los materiales estructurales más importantes que se usan hoy día. También es un sistema de aleación muy estudiado, por la diversidad de microestructuras que se desarrollan cuando se tratan térmicamente estas aleaciones. Este sistema muestra la mayor parte de los tipos principales de transformaciones de fase. La tabla 1 resume la terminología asociada con las distintas microestructuras que se presentan con frecuencia. Los ejemplos aquí se concentrarán en aceros al carbono simple, esto es, aceros en el que el carbono es el único elemento de aleación.

La figura 1 muestra una parte del diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C (o Fe-C), en la cercanía de la reacción eutectoide. Como se sabe, la reacción eutectoide es invariante, y en ella una única fase sólida se transforma al enfriarse, en dos fases sólidas distintas que tienen composiciones diferentes a las de la fase original. Escrita simbólicamente, la reacción eutectoide para el acero al carbono simple es  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ . Así, al enfriar la fase única Fe- $\gamma$  (austenita), se descompone Fe- $\alpha$  (ferrita) y Fe<sub>3</sub>C (cementita). La solubilidad del carbono en la fase  $\gamma$  FCC es mayor que en la fase  $\alpha$  BCC, pero menor que en la fase Fe<sub>3</sub>C. La rapidez de crecimiento y morfología de las fases  $\alpha$  y Fe<sub>3</sub>C se controlan por la difusión del hierro y el carbono. Cuando se enfría justo debajo de la temperatura eutectoide, una aleación que contiene 0.77% de C en peso disuelto en el Fe- $\gamma$ , que era la única fase, se transforma en una mezcla de dos fases con morfología laminar de placas alternadas de Fe- $\alpha$  y Fe<sub>3</sub>C. Este material laminar se llama perlita.

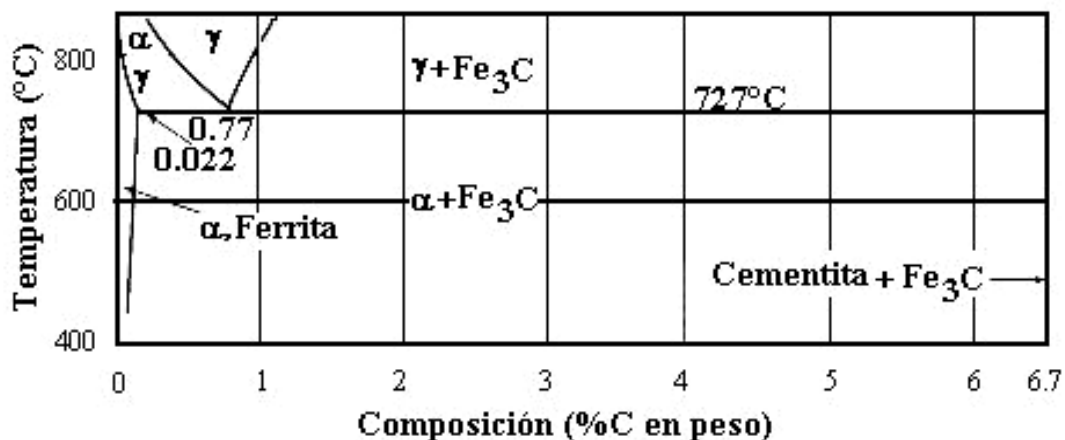


Figura 1. Parte del diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C en la cercanía de la reacción eutectoide [1]

Tabla 1. Terminología de las microestructuras encontradas en las aleaciones de Fe y Carbono. [2]

Nombre de la microestructura	Descripción
Ferrita $\delta$	Solución sólida intersticial de carbono en hierro $\delta$ (BCC)
Austenita $\gamma$ , (Fe- $\gamma$ )	Solución sólida intersticial de carbono en hierro $\gamma$ (CFC)
Ferrita $\alpha$ , (Fe - $\alpha$ )	Solución sólida intersticial de carbono en hierro $\alpha$ (BCC)
Perlita P, ( $\alpha$ +Fe <sub>3</sub> C)	Eutectoide de ferrita $\alpha$ y cementita con microestructura laminar de placas alternas de Fe- $\alpha$ y cementita
Bainita B	Eutectoide de ferrita $\alpha$ y cementita. La ferrita $\alpha$ puede tener apariencia plumosa o de placas. Las partículas de carburo están entre regiones de ferrita $\alpha$ .
Ledeburita (Fe- $\gamma$ + Fe <sub>3</sub> C)	Eutético de austenita y cementita. De estructura laminar parecida con la perlita. Típicamente encontrada en fundiciones
Esferoidita (cementita globular)	Partículas esféricas de cementita en una matriz de ferrita $\alpha$
Martensita	Solución Sólida intersticial de carbono en estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (TCC) del hierro.
Aceros hipoeutectoides	Aleaciones de composición a la izquierda de la reacción eutectoide
Aceros hiperutectoides	Aleaciones de composición a la derecha de la reacción eutectoide.
Ferrita proeutectoide	Ferrita que se forma antes de la reacción eutectoide
Cementita proeutectoide	Cementita que se forma antes de la cementita eutectoide

El inicio y el final de la formación de perlita pueden ser observados en las curvas en forma de C de la figura 2 inferior. Esta transformación se obtiene templando, o enfriando rápidamente el acero desde el campo de la fase de austenita y manteniéndolo en un intervalo de temperatura inferior a la eutectoide, para provocar cambios de microestructura (de austenita a perlita), con el tiempo. La figura 3 muestra la microestructura de la perlita formada a varias temperaturas y la figura 2 superior es un diagrama de la fracción de perlita transformada en función del tiempo (obsérvese la forma ascendente).

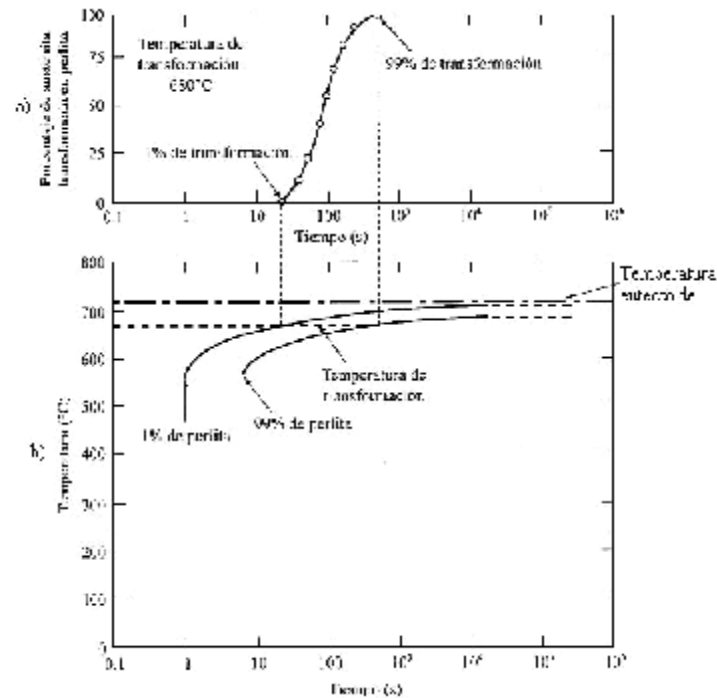


Figura 2. Fracción de perlita transformada en función del tiempo a 680°C, para un acero eutectoide. [2]

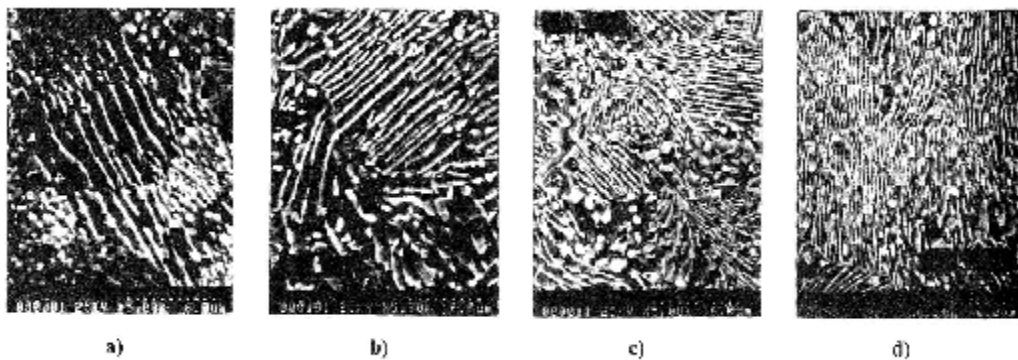


Figura 3. Microestructura de la perlita formada a distintas temperaturas de tratamiento térmico isotérmico. a) 655°C, b) 600°C, c) 550°C, d) 487°C. Obsérvese que las morfologías de la estructura de las dos fases son parecidas, pero sus distancias interlaminares disminuyen al bajar la temperatura de tratamiento. [3]

Las composiciones de la fase  $\alpha$  y la fase  $\text{Fe}_3\text{C}$  en equilibrio se determinan a partir del diagrama de fases trazando una línea de enlace en el campo de dos fases, aplicando la regla de la palanca. La cementita contiene ~6.7% de C en peso. Como se ve en la figura 4, la redistribución del carbono requerida para esta transformación de fase, puede suceder a lo largo de la interfase austenita-perlita. Durante la transformación, la interfase se mueve a velocidad constante en la austenita dejando atrás placas paralelas de ferrita y cementita. Como la formación de la estructura de perlita depende de la redistribución del carbono, el espaciamiento de la perlita, esto es, los espesores relativos de las placas de hierro  $\alpha$  y de  $\text{Fe}_3\text{C}$ , dependerá de lo lejos que se puedan difundir los átomos de carbono en una unidad de tiempo, es decir, de la velocidad de difusión. Por lo anterior, tanto la rapidez de crecimiento como el espaciamiento interlaminar son funciones que dependen mucho de la temperatura. En general, la perlita que se forma a mayores temperaturas (baja rapidez de nucleación y gran velocidad de crecimiento) es más gruesa que la que se forma a temperaturas más bajas.

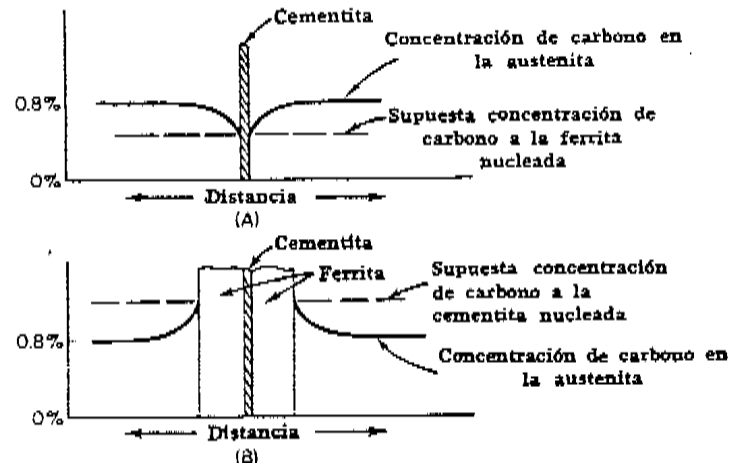


Figura 4. Redistribución del carbono requerida para la transformación de fase perlítica. [4]

Al aumentar la cantidad de subenfriamiento hay una morfología alterna a la de la perlita que se vuelve más favorable desde el punto de vista de la energía. Esta mezcla de dos fases, de  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , se llama bainita y se presenta en un acero eutectoide transformado a temperaturas constantes menores entre 400 y 550°C aproximadamente. Al igual que la perlita, la bainita es el resultado de la descomposición de la austenita. Todavía no se ha identificado un mecanismo exacto que describa todas las observaciones y, hasta hoy, sigue la controversia entre los mecanismos propuestos que intentan describir la formación de bainita a partir de la austenita. Sin embargo, hay algunas observaciones que parecen universales acerca de la bainita. La bainita no tiene morfología laminar como la perlita. La fase de ferrita puede tener la forma de listones o placas, y su microestructura contiene grandes densidades de dislocaciones. La cementita se forma entre las placas de ferrita, donde el carbono fue rechazado durante el crecimiento de la fase  $\alpha$ . Al disminuir la temperatura de transformación, el tamaño de los carburos es menor y más difícil de identificar con el microscopio óptico. La figura 5 muestra micrografías ópticas de la bainita en el acero.

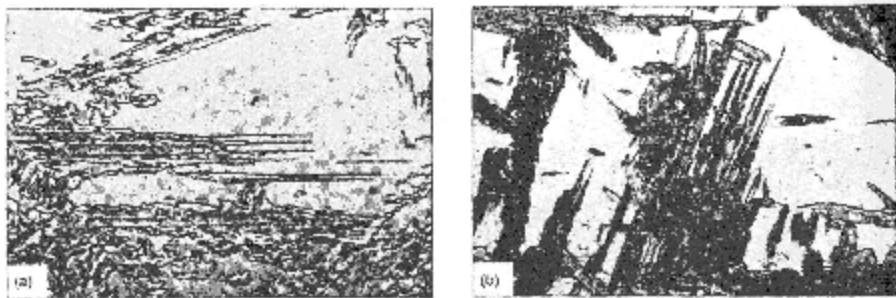


Figura 5. Microestructura de la bainita transformada isotérmicamente. [3]

Hasta ahora hemos indicado que la austenita se puede descomponer y formar dos microestructuras diferentes, perlita y bainita, que dependen de la temperatura de transformación y de la cinética de nucleación y crecimiento correspondientes. Sin embargo, si la austenita, de composición 0.77% de C en peso, se enfría rápidamente a ~200°C, no forma una mezcla de dos fases, de  $\text{Fe } \alpha$  y  $\text{Fe}_3\text{C}$  por difusión. En su lugar se lleva a cabo una clase distinta de cambio de fase, llamada atómica o sin difusión. Esas reacciones no son activadas térmicamente y suceden con mucha rapidez y continuamente durante el enfriamiento. Así, la cantidad de fase transformada depende sólo de la temperatura, y no del tiempo. En los aceros, la fase resultante se llama martensita.

La transformación a martensita tiene gran importancia, porque por lo general el primer paso en el tratamiento térmico de los aceros es la formación de la fase de martensita, de estructura tetragonal centrada en el cuerpo (TCC). El tratamiento térmico de los aceros tiene mucha importancia para un gran sector de la industria que depende de esta actividad.

También se pueden presentar reacciones atómicas en sistemas no ferrosos, como el de Cu-Al y Au-Cd, así como en óxidos, como la transformación de  $\text{BaTiO}_3$  de cúbico a tetragonal, y de la  $\text{ZrO}_2$  de tetragonal a monoclínico. Los ceramistas y los geólogos, en forma independiente, han identificado las características de la transformación martensítica en no metales y usan el término desplazamiento para describir lo que un metalurgista llamaría martensítico.

En un diagrama de transformación isotérmica en forma de C, un cambio martensítico de fase se traza como una recta horizontal. La figura 6 es un diagrama en C de un acero eutectoide que muestra una curva en C característica de una transformación difusional a altas temperaturas, y la reacción martensítica atérmica a bajas temperaturas. La temperatura a la cual comienza la reacción de martensita se indica con  $M_s$  y las líneas  $M_{50}$  y  $M_{90}$  indican las temperaturas a las que la transformación martensítica de fase se completa en 50% y 90%, respectivamente. La figura 7 es una gráfica de  $M_s$  y  $M_f$  (la temperatura a la que se termina la transformación martensítica) en función del contenido de carbono, en un acero al carbono simple. Las pendientes de las líneas  $M_s$  y  $M_f$  ilustran una gran dependencia entre el contenido de carbono y la transformación martensítica. A medida que aumenta el carbono se requiere más subenfriamiento para inducir la transformación de fase martensítica.

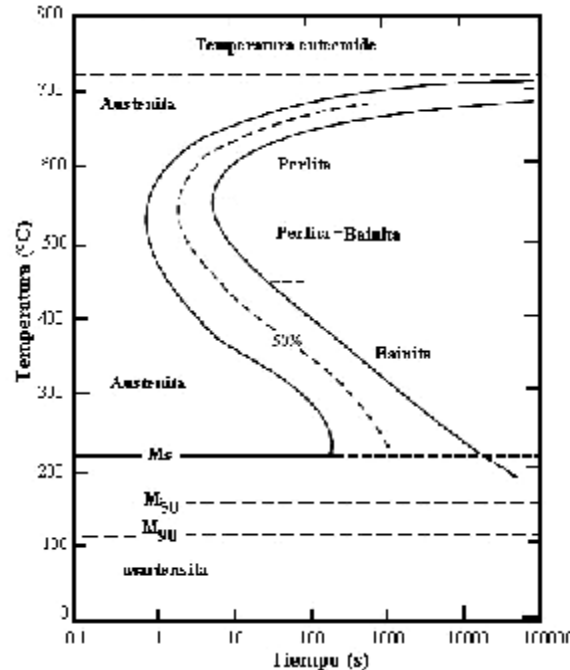


Figura 6. Diagrama de transformación isotérmica TTT (o curva en C), para un acero eutectoide. [2]

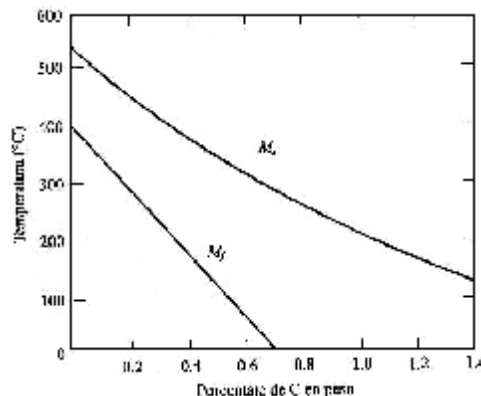


Figura 7. Efecto del carbono sobre las temperaturas  $M_s$  y  $M_f$  en un acero al carbono. [2]

La transformación martensítica de fase es adifusional y la martensita tiene la misma composición que la fase primitiva (austerita). Debido a que la transformación es adifusional, los átomos de carbono no pueden salir de sus posiciones intersticiales en la red de Fe  $\gamma$  como lo hacen durante la formación de la perlita o la bainita. Estos átomos de carbono atrapados, y sus campos de deformación asociados son obstáculos muy eficaces al movimiento de las dislocaciones; en consecuencia, la martensita es la fase más resistente de las que se presentan en los aceros.

En la figura 8 se observa la microestructura de la martensita. Esta fase acicular (en forma de agujas) tiene relaciones específicas de orientación con la austenita primitiva. Esto es, ciertos planos y direcciones en la martensita están alineados con planos específicos en la fase de austenita. Los planos correspondientes se llaman planos de hábito, y las direcciones correspondientes, direcciones de hábito. La estructura cristalina de la martensita se puede formar de la austenita con tres operaciones:

1. Una transformación CFC a TCC.
2. Distorsión de los parámetros de la red BCC para coincidir con los de la martensita. Esto se conoce como distorsión de Bain, por quien la propuso por primera vez.
3. Rotación para producir los planos y direcciones adecuados de hábito, entre la martensita y la austenita primitiva.

Se debe hacer notar que la descripción que acabamos de presentar no pretende describir al mecanismo de formación de la martensita. Es más bien un conjunto de pasos geométricos que pueden producir una estructura de red a partir de otra, sin difusión



Figura 8. Desarrollo de la martensita en una aleación de Fe con 1.8% de Carbono en peso, al enfriar. [3]

La transformación CFC-TCC y la distorsión de Bain se ilustran en la figura 9. En la figura también se ve la estructura cristalina de la martensita, con los parámetros  $a$  y  $c$  de red. Aunque los valores específicos de  $a$  y  $c$  dependen del contenido de carbono de la aleación, el volumen aumenta siempre cuando la austenita se transforma en martensita. En consecuencia del cambio de volumen, se desarrollan esfuerzos internos importantes, y pueden presentarse problemas de agrietamiento sino se tiene gran cuidado durante el temple o enfriamiento brusco.

La martensita es metaestable con respecto al sistema de dos fases  $\text{Fe} \alpha\text{-Fe}_3\text{C}$ . Así, cuando se calienta una microestructura que contiene martensita, se comienza a formar  $\text{Fe}_3\text{C}$ . El exceso de energía libre asociado con el carbono atrapado en la estructura tetragonal centrada en el cuerpo se reduce a medida que el carbono difunde y sale de esta estructura, formando la fase de carburo más estable. Como resultado de la disminución de contenido de carbono en la martensita, la relación  $c/a$  tiende a 1, y la estructura TCC tiende hacia una estructura BCC. El proceso por el que se forman precipitados de carburo en una matriz de martensita se llama revenido. En vista de que para esta transformación se requiere difusión, mientras mayores sean la temperatura y el tiempo de tratamiento, las partículas de cementita serán más gruesas. Debido a la morfología aproximadamente esférica de la fase de carburo en la martensita revenida, esta microestructura se llama esferoidita (véase Fig. 10).

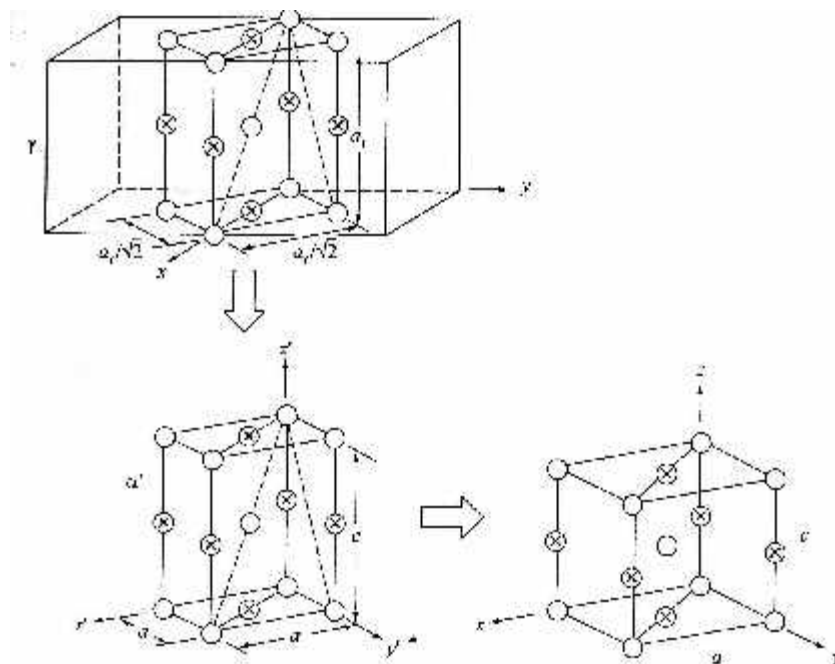


Figura 9. Relación entre la fase  $\gamma$  CFC y la fase tetragonal centrada en el cuerpo de la martensita. Los sitios marcados con x son los sitios intersticiales preferidos por el carbono. [2]

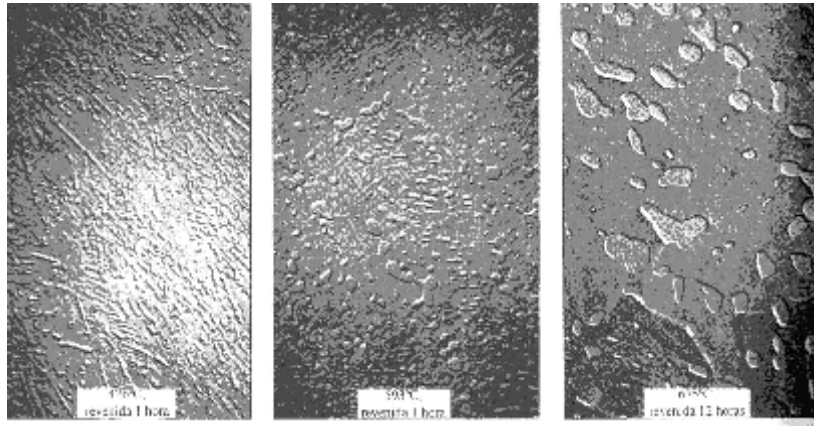


Figura 10. Microestructuras de la martensita revenida a diferentes temperaturas. [2]

Las estructuras esferoidizadas de los carburos en la ferrita también se pueden producir, partiendo de microestructuras perlíticas o bainíticas. Las menores velocidades de esferoidización corresponden a la perlita, en especial con las microestructuras de espaciamientos grandes. Es más rápida la esferoidización si los carburos están inicialmente en una forma fina, que es el caso de la bainita. La esferoidización de una microestructura martensítica se efectúa con más rapidez que las de las microestructuras bainítica o perlítica.

Las estructuras esferoidizadas son las más estables que las que se forman en los aceros. Ya que están formadas por carburos esféricos en una matriz de ferrita, esas microestructuras se caracterizan por su buena ductilidad. Esto puede tener gran importancia en microestructuras como las de los aceros de bajo carbono (menos de 0.25% de C en peso), que se trabajan mucho en frío, o para los aceros al alto carbono (mayor que 0.6% de C en peso) que se maquinan antes de su tratamiento térmico para producir superficies duras y resistentes al desgaste.

Debido a las altas velocidades de enfriamiento que se logran en el temple de un acero se pueden producir torceduras y aún agrietamiento en las piezas, esto se debe al choque térmico por el desigual enfriamiento entre diferentes partes de una pieza y además por los cambios de volumen específico de la transformación austenita-martensita. Dos alternativas de temple reducen estos problemas austempering y martempering. Estos tratamientos se verán cuando se traten los tratamientos térmicos isotérmicos.

### 5.3. DIAGRAMAS TTT PARA ENFRIAMIENTOS ISOTÉRMICOS Y CONTINUOS

Se denomina diagrama o **curva TTT** al diagrama que relaciona el tiempo y la temperatura requeridos para una transformación que puede darse de forma isotérmica o por enfriamiento continuo. Así por ejemplo, en el caso del acero, y más específicamente en el caso de la austenita, que es una fase metaestable por debajo de la temperatura crítica, se necesita saber cuanto tiempo requerirá para empezar a transformarse a una temperatura subcrítica específica, cuanto tiempo será necesario para estar completamente transformada y cual será la naturaleza del producto de esta transformación.

#### 5.3.1. Diagramas TTT para transformación isotérmica

El diagrama TTT más simple es el del acero eutectoide, al carbono (AISI SAE-1080), ya que no hay constituyentes proeutectoides en la microestructura. En cambio, cuando se trata térmicamente un acero hipoeutectoide, por ejemplo un AISI SAE-1045, se debe agregar una línea adicional que señala el inicio de la transformación con la formación de ferrita proeutectoide. Análogamente en el caso de un acero hipereutectoide, la línea adicional indica el inicio de la precipitación de cementita proeutectoide.

La Figura 1 muestra el diagrama TTT para un acero al carbono con 0,4% de C. Por debajo de 550°C la curva de inicio de formación de la ferrita se confunde con el inicio de la transformación bainítica, además a estas temperaturas no se produce ferrita proeutectoide, sino que solamente bainita. Como la ferrita, la perlita y la bainita superior nuclean en los bordes de grano de la austenita, el número de núcleos de estos constituyentes que se forman por segundo en una muestra, es proporcional al tamaño de grano. Así, en un acero de grano fino a una temperatura dada y para una fracción cualquiera de austenita, la transformación tomará menos tiempo que en un acero de grano grueso. De este modo, un tamaño de grano más fino desplazará las curvas TTT hacia la izquierda, es decir, hacia tiempos de transformación menores.



Se debe notar, de la Figura 11, el corto tiempo que transcurre antes de comenzar la transformación a ferrita o bainita, esto se deduce de la cercanía de la nariz de la curva con la ordenada. Por lo tanto, si se desea obtener 100% de martensita es necesario enfriar muy rápido durante el temple, lo que no es posible en piezas gruesas. De igual forma las Figuras 12 y 13 muestran que las adiciones de ciertos elementos de aleación desplazan las curvas hacia la derecha, es decir, hacia tiempos más largos de transformación, como ocurre al agregar 0,9% de Cr, Figura 12, y 0,8% de Cr, 0,3% Mo y 1,8% Ni, Figura 13. Esto permite disponer de más tiempo para enfriar el acero sin tocar las curvas de inicio de la transformación, de esta manera se puede obtener 100% de martensita al temprar piezas de mayores espesores.

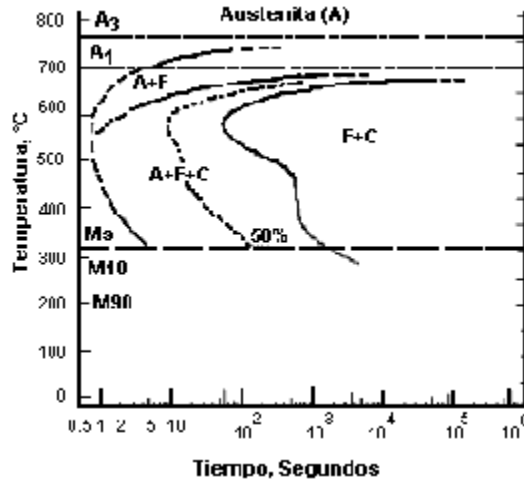


Figura 11. Diagrama TTT para un acero no aleado. [4]

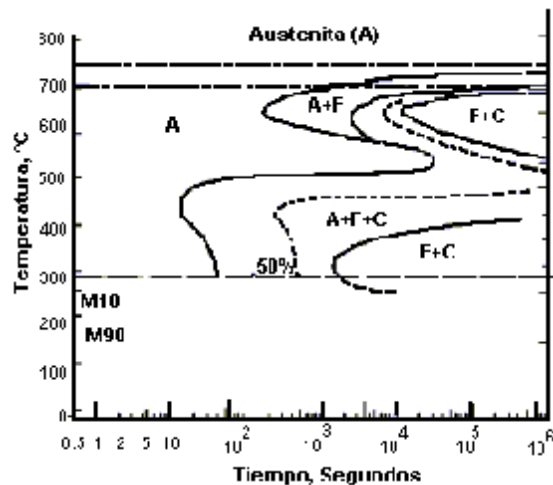


Figura 12 Diagrama TTT para un acero aleado con 0.9% Cr. [4]

### ¿Por qué los elementos de aleación desplazan las curvas TTT hacia tiempos más largos?

Por que los elementos de aleación antes de producirse las transformaciones están homogéneamente distribuidos en la austenita, pero cuando ésta se transforma en ferrita, perlita o bainita, tales elementos deben redistribuirse y desplazarse por difusión, y al ser átomos grandes, su difusión es lenta y frenan el avance de la transformación.

Se puede observar en la secuencia de las Figuras 11 y 12, que al agregarse elementos de aleación, las curvas en el diagrama TTT cambian de forma y se producen dos "narices" que definen dos regiones, la región de mayor temperatura corresponde a la formación de perlita y la de menor temperatura a la formación de bainita.

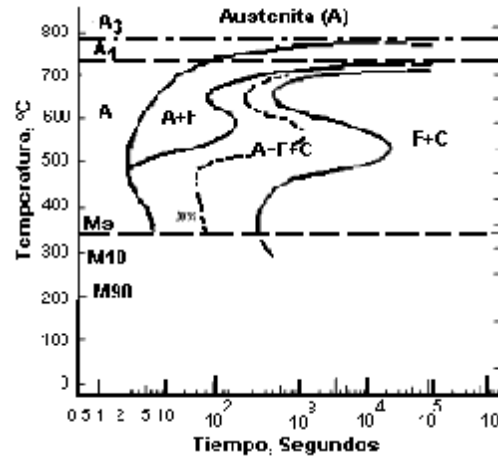


Figura 13. Diagrama TTT para un acero aleado con 0,8% de Cr, 0,3% Mo y 1,8% Ni. [4]

De esta forma, la adición de C y otros elementos de aleación, así como un tamaño de grano grueso, desplazan las curvas en el diagrama TTT hacia la derecha. Sin embargo, el C produce un aumento ostensible de la dureza, mientras que otros elementos de aleación no afectan el valor de dureza máxima. Por otra parte, el grano grueso tiende a reducir la tenacidad haciéndolo poco deseable.

### 5.3.2. Diagramas TTT para enfriamiento continuo

Tratamientos térmicos realizados con esta forma de enfriamiento son los más comunes en la industria. Las curvas TTT para enfriamiento continuo son diferentes de aquellas para transformación isotérmica y no pueden ser deducidas a partir de éstas. La Figura 14 compara ambos tipos de curvas observándose que las curvas de enfriamiento continuo están más desplazadas hacia tiempos mayores que las de transformación isotérmica. La explicación de esto es la siguiente: la transformación en el caso de enfriamiento continuo demora más debido a que pasa mayor cantidad de tiempo a altas temperaturas, mientras que en el caso isotérmico el material llega instantáneamente a la temperatura de transformación.

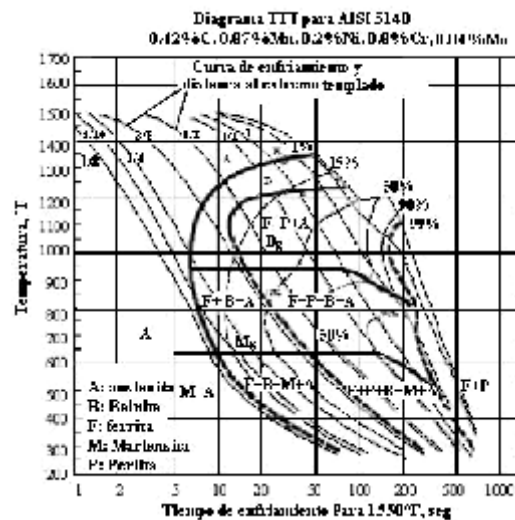


Figura 14 Curvas de enfriamiento para transformaciones continuas e isotérmicas en un diagrama TTT. [4]

La Figura 15 muestra diversos programas de enfriamiento e indica la dureza final (Escala Brinell, HB), que se obtiene con cada uno de ellos. Se observa también que para un enfriamiento más lento se producen durezas menores.

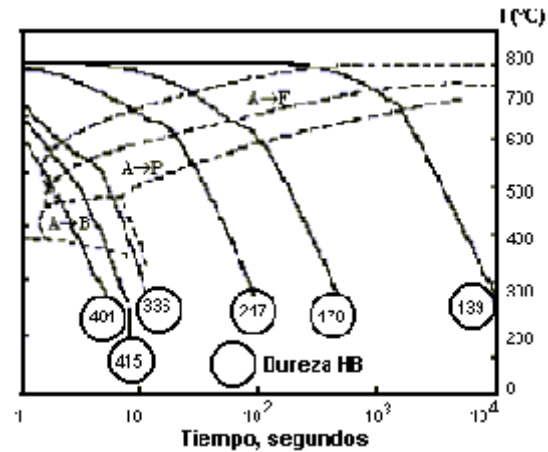


Figura 15. Curvas de enfriamiento continuo mostrando el valores de dureza al final del enfriamiento. [4]

En las Figuras 16a) a f), son mostradas las correspondientes microestructuras formadas a partir del diagrama mostrado en la figura 5, para las diferentes condiciones de enfriamiento:

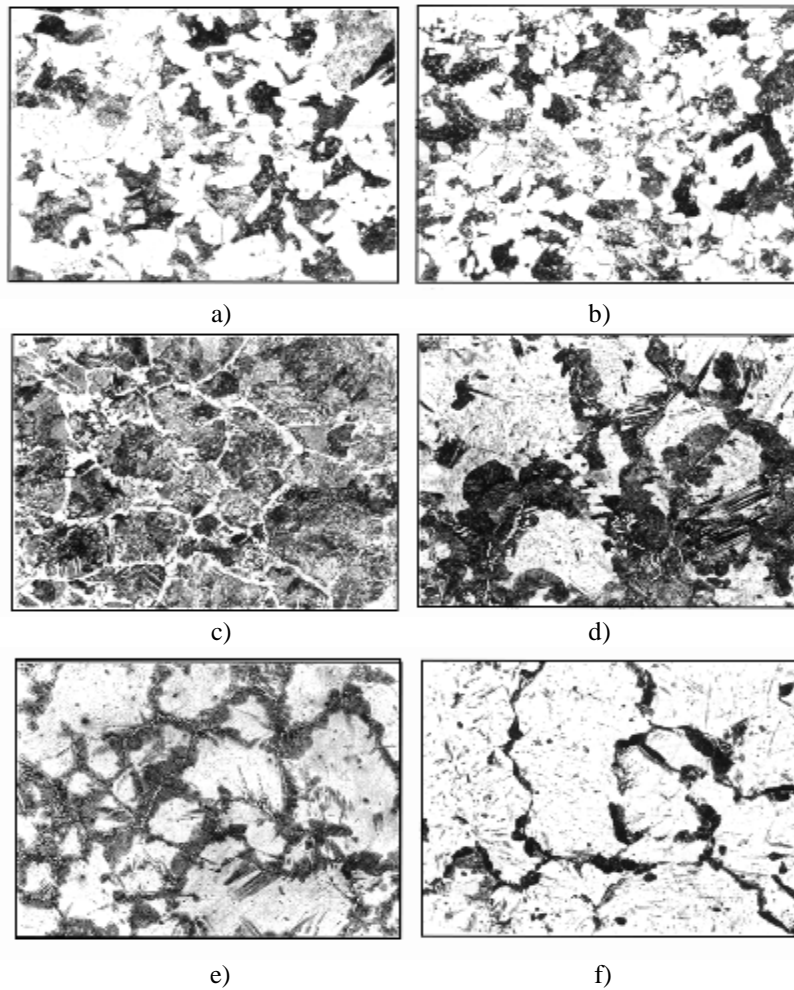


Figura 16. Microestructuras para diferentes condiciones de enfriamiento. [4]

- Para enfriamiento muy lento (figura 16a, HB 139), la microestructura se caracteriza por contener perlita gruesa y grandes regiones de ferrita.
- Para un enfriamiento no tan lento figura 16b, HB 170), la estructura es ferrítica y perlítica, siendo ambas finas.

- Para HB 217, figura 16c, hay muy poca ferrita en los primitivos bordes de grano de la austenita madre, si bien se observa algo de ferrita Widmanstätten, la mayor proporción es de perlita.
- Para HB 336, figura 16d, a diferencia de la fotografías precedentes, en esta se observa, por primera vez, una cantidad apreciable de martensita en el centro de los granos. Por tanto hay una mezcla de ferrita, bainita, (que corresponde a la fase gris acicular), perlita y algo de martensita.
- Para HB 415, figura 16e, la fase oscura y redondeada en los bordes de grano es perlita, observándose además, martensita en el centro de los granos y ferrita Widmanstätten o bainita superior en los bordes.
- Para enfriamiento muy rápido, (figura 16f, HB 481), hay un poco de perlita y bainita que crecen en los bordes de grano como una fina banda, sin embargo, la mayoría es martensita.
- Hay diagramas de enfriamiento continuo que indican para ciertos enfriamientos especiales la proporción de ferrita, perlita, bainita y martensita que queda al final.

#### 5.4. TEMPLABILIDAD DE LOS ACEROS

La templabilidad de un acero es la propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza producida por temple, es decir, la facilidad para formar martensita a una mayor profundidad, dificultando la aparición de otros productos de transformación. La templabilidad en un acero depende de:

1. La composición química del acero
2. Del tamaño del grano austenítico
3. De la estructura del acero antes del temple

La templabilidad se determina usualmente por dos métodos:

1. Método Grossmann o del Diámetro Crítico ideal
2. Método Jominy

##### 1. Método de Grossmann o del Diámetro Crítico Ideal

Para aplicar este método, se deben temprar barras de acero de diferentes diámetros entre 0,5 y 2,5 plg, en un cierto medio de temple, luego se hacen cortes transversales de éstas y se examinan metalográficamente, la barra que contiene 50% de martensita en el centro define el *diámetro crítico real*,  $D_0$ . Ver figura 17.

$D_0$  depende ciertamente del poder de extracción de calor del medio de temple, a partir de esto, se define el *temple ideal* como aquel temple por medio del cual la temperatura de la superficie de una barra metálica se enfría instantáneamente a la temperatura del medio enfriante, así se determina un *diámetro crítico ideal*,  $D_1$ . La severidad del medio de enfriamiento se determina a partir de un coeficiente H, el cual en el caso del temple ideal es infinito.

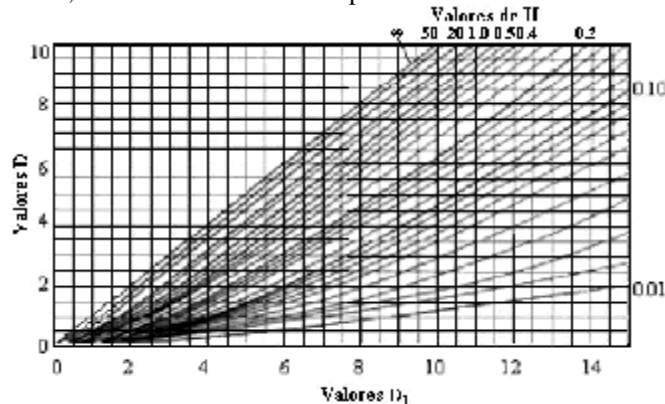


Figura 17. Relación entre severidad de temple H y diámetro crítico ideal. [5]

Por otra parte, mientras mayor sea  $D_1$ , mayor será la templabilidad.  $\infty$

La tabla 2 muestra valores de H para varios medios de enfriamiento

Tabla 2. Valores de severidad de temple H para 3 medios de enfriamiento. [5]

Valores Típicos de H			
Agitación	Medio de Temple		
	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0,25 - 0,30	0,90 - 1,0	2,0

Moderada	0,35 - 0,40	1,2 - 1,3	
Fuerte	0,50 - 0,80	1,0 - 2,0	5,0

### 1. Templabilidad Determinada por el Método Jominy

El método Jominy para la medición de la templabilidad es hoy en día uno de los métodos más empleados por la facilidad de su ejecución y regularidad de resultados.

Este método consiste en templar una probeta estandarizada de 1" de diámetro y 4" de largo (ver Figura 18), del acero en estudio, previamente calentado a la temperatura de austenitización. Posteriormente la probeta se enfría mediante un chorro de agua, también estandarizado, que sólo enfría su base inferior, Figura 19. Esta cara actúa como superficie templante que enfría la probeta longitudinalmente hacia su extremo superior sólo por conducción, obteniéndose así una variedad de velocidades de enfriamiento desde la máxima en el extremo templado, a la mínima en el opuesto.

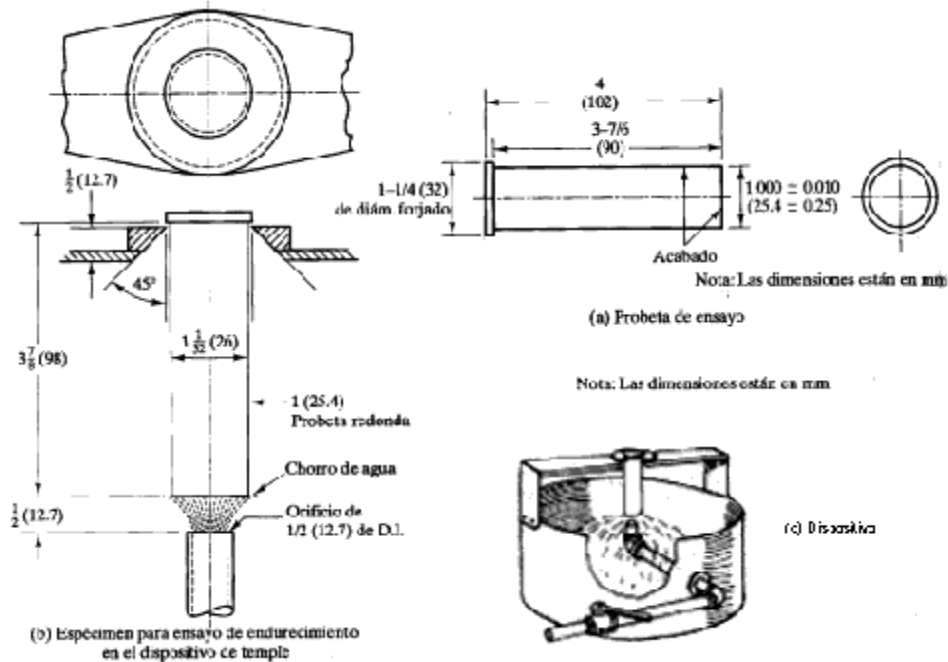


Figura 18. a) Probeta Jominy, b) modo de enfriamiento por temple, c) dispositivo de montaje. [6]

Una vez que la probeta está completamente fría, se hace un rectificado a lo largo de la probeta por ambos costados y se mide su dureza Rockwell C a lo largo de ella. El gráfico que se obtiene (conocido como curva de templabilidad), se muestra en la Figura 9 para un acero AISI 1050.704°C

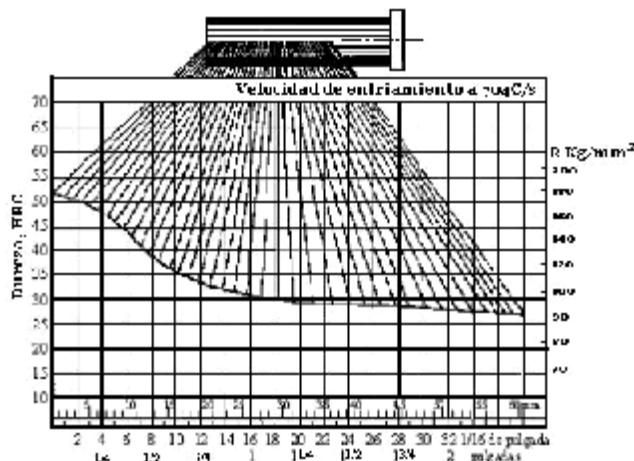


Figura 19. Variación de la dureza desde el extremo templado en una probeta Jominy. [5]

La zona de la probeta que recibe directamente el chorro se enfría más rápido y se endurece más. Al alejarse del extremo enfriado, la dureza baja correlativamente con una disminución de la velocidad de enfriamiento. El punto de inflexión sobre la curva de templabilidad se puede considerar como el equivalente entre la distancia Jominy y el diámetro crítico del acero (Figura 19). La templabilidad de diversos aceros se muestra en la Figura 20, también conocidas como curvas de templabilidad o curvas Jominy..

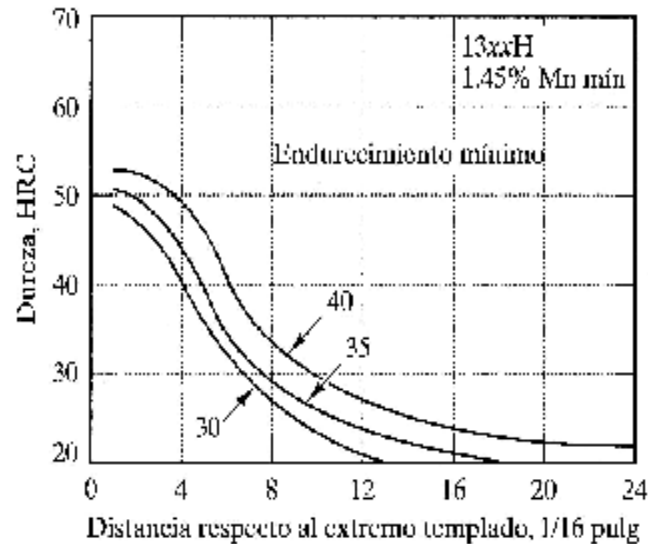


Figura 20. Curvas de templabilidad o curvas Jominy de diversos aceros. [7]

#### 5.4.1. Factores que afectan la templabilidad de los aceros:

- **El tamaño de grano de la austenita**

Un grano muy fino tiene mucha área de límite de grano que facilita la nucleación de ferrita y perlita, disminuyendo la templabilidad del acero. Por otra parte, un grano grande de austenita no es deseable por que reduce la ductilidad final del acero y aumenta la tendencia al agrietamiento en el temple, así pues, no es buena práctica hacer crecer el grano austenítico.

- **El contenido de carbono**

Un incremento del contenido de C en un acero aumenta fuertemente su dureza y su templabilidad. Sin embargo, un alto % de C no siempre es deseable, por eso, una alternativa para aumentar la dureza de un acero de bajo C es añadir elementos de aleación. La relación entre el %C, el tamaño del grano de la austenita y el  $D_i$ , se muestra en la Figura 21.

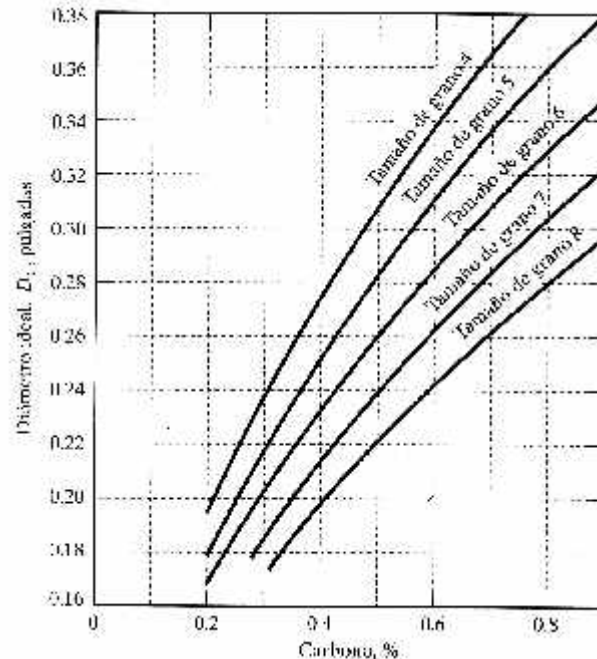


Figura 21. Relación entre el tamaño de grano, en % de C y diámetro crítico real. [7]

#### ■ Elementos de aleación

Ninguno de los factores anteriores se usa específicamente para aumentar la templabilidad, esto se logra principalmente mediante la adición de elementos de aleación al acero, exceptuando el Cobalto.

Como ya se discutió,  $D_I$  depende del % de C, del tamaño de grano de la austenita y del % de elementos de aleación, es decir:

$$D_I = F[(\%C, \text{ASTM austenita}) * f_1 * f_2 * \dots * f_n]$$

donde:  $f_i$  = función del % del elemento de aleación

$i = 1, \dots, n$  son los diferentes elementos de aleación

Así, por ejemplo, para los aceros:

- 1040: 0,4% C y 0,6% Mn
- 4140: 0,4% C, 1,04% Mn, 0,3% Si, 1,13% Cr, 0,15% Mo
- Ambos con tamaño de grano ASTM de la austenita = 8

De la Figura 21 se tiene:  $D_I(1040) = 0,2$  in y  $D_I(4140) = 0,2$  in, dado que ambos tienen el mismo % de C y tamaño de grano de austenita. Conjuntamente, de la Figura 12 se obtienen los factores de multiplicación de los distintos elementos.

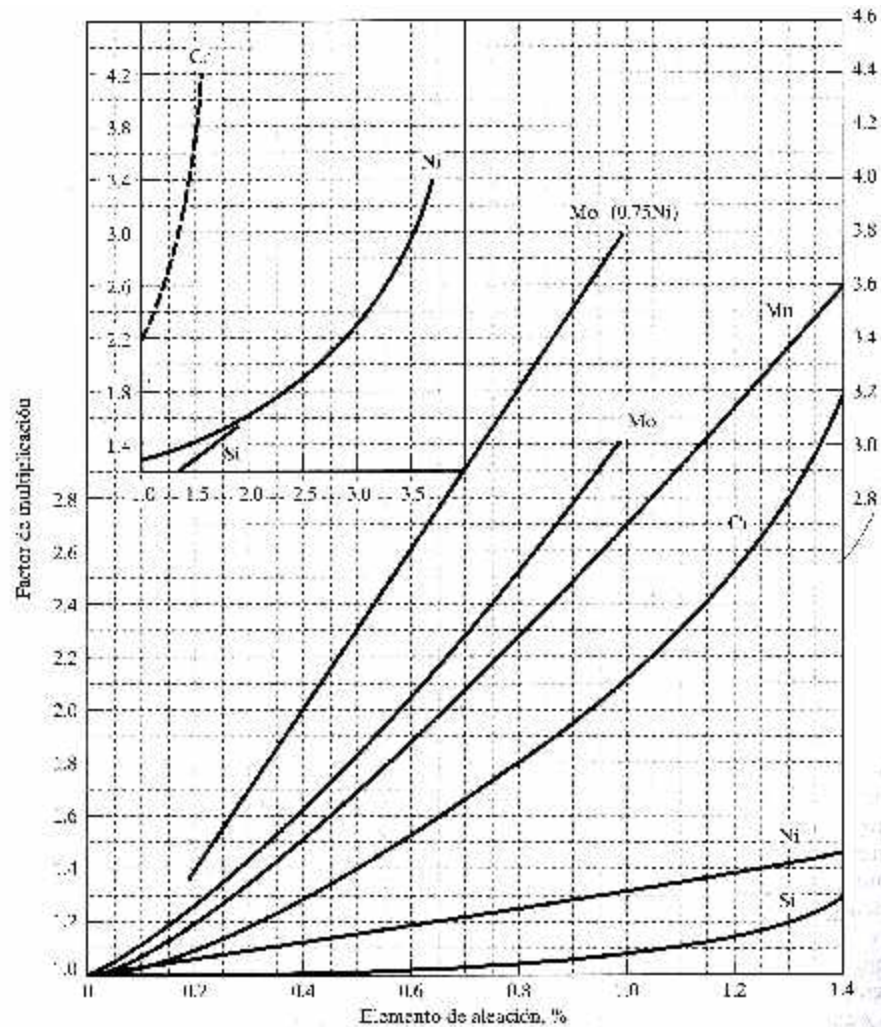


Figura 22. Factores promedios de multiplicación de varios elementos de aleación en aceros aleados, para determinar el  $D_i$  de los aceros. [7]

Para Acero 1040	Para Acero 4140			
$fMn = 3$	$fMn = 4,4$	$fSi = 1,15$	$fCr = 3,4$	$fMo = 1,6$

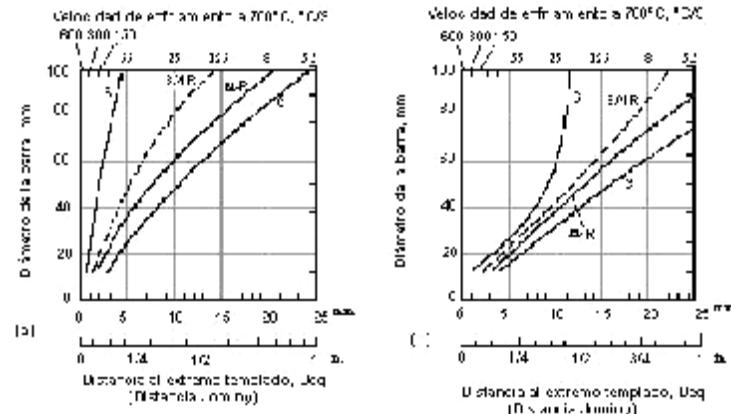
Reemplazando estos valores tenemos que:

Para acero 1040:  $D_i = 0,2(\text{in}) * 3 = 0,6 (\text{in})$ , conclusión es un acero poco templable.

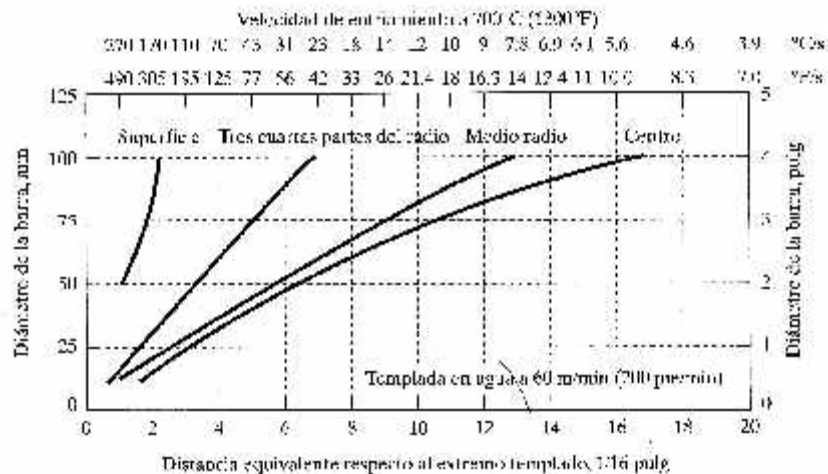
Para acero 4140:  $D_i = 0,2(\text{in}) * 4,4 * 1,15 * 3,4 * 1,6 = 5,5 (\text{in})$ , conclusión es un acero muy templable.

Los gráficos presentados en las figuras 23 (a) y (b).son de gran utilidad para calcular las velocidades de enfriamiento y su equivalente en distancia Jominy al enfriar a diferentes profundidades en barras de distintos diámetros.





Conviene señalar que una distancia Jominy mayor indica una velocidad de enfriamiento menor. Podemos advertir que, para un mismo tamaño de sección (diámetro), la distancia Jominy equivalente en un cierto punto de la barra, por ejemplo, el correspondiente a medio radio, es más grande en aceite que en agua; la severidad o el poder de enfriamiento del aceite es menor que el del agua. Para una misma ubicación, como en medio radio, por ejemplo, la distancia Jominy equivalente es mayor cuando el diámetro es más grande; las barras de mayor diámetro se enfrían con más lentitud porque su masa es más mayor. Con base en las distancias J obtenidas a partir de las figuras 24 o 25 para el tamaño de sección y la ubicación, se obtiene la dureza en ese punto a partir de la curva de endurecimiento del acero, (si esta última está disponible). Por tanto, se pueden usar las figuras 24 y 25, junto con la curva de endurecimiento del acero, para determinar si se puede alcanzar la dureza deseada en un punto, por ejemplo, en el centro de la barra (ver figura 26). De esta manera, se consigue determinar el tamaño máximo de una barra que se puede enfriar por temple en agua o en aceite agitado.



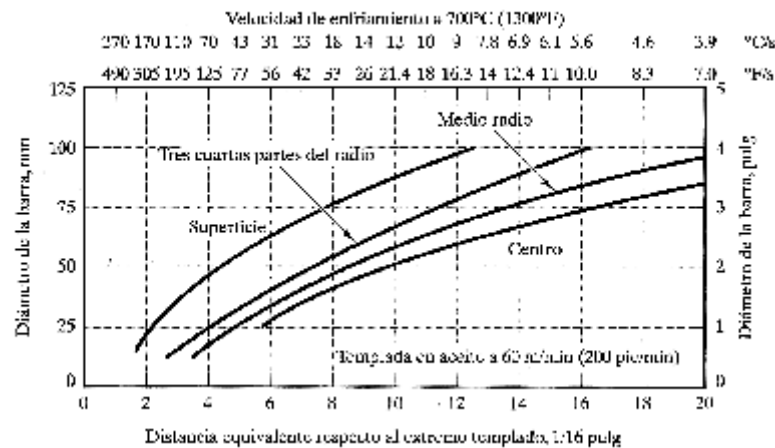


Figura 25. Velocidades de enfriamiento equivalentes en distancias Jominy en función del diámetro de barras templadas en aceite agitado, en diferentes puntos de las secciones de la barra. [5]

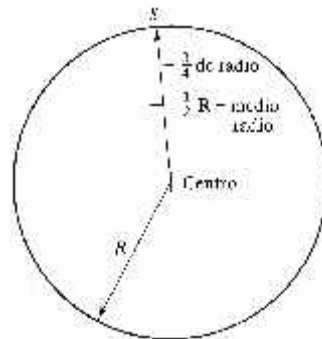


Figura 26. Puntos de las secciones de la barra utilizados en las dos figuras anteriores. [5]

#### 5.4.2. Bandas de templabilidad.

Existen ciertos aceros estándar que se especifican en función de sus cualidades de templabilidad. Estos materiales se llaman aceros H, y su designación AISI-SAE termina con esta letra.

Las designaciones de aceros AISI-SAE especifican un intervalo de composición (para cada elemento), que da por resultado una banda de templabilidad o endurecimiento, como la que se muestra en la figura 27. Para mantenerse del lado conservador, la selección de los aceros se basa en el mínimo de la banda de endurecimiento. La figura 20 muestra los valores mínimos de las bandas de endurecimiento de tres calidades de aceros H con diferente contenido de carbono. El número que aparece sobre cada una de las curvas correspondientes a las diferentes calidades, indica el porcentaje de carbono del acero y es el xx del acero designado como AISI-SAE. Por ejemplo, el número 40 de la figura 20 para la calidad 13xx-H significa que se trata de la curva de endurecimiento del 1340H con un contenido de carbono nominal del 0.40 por ciento.

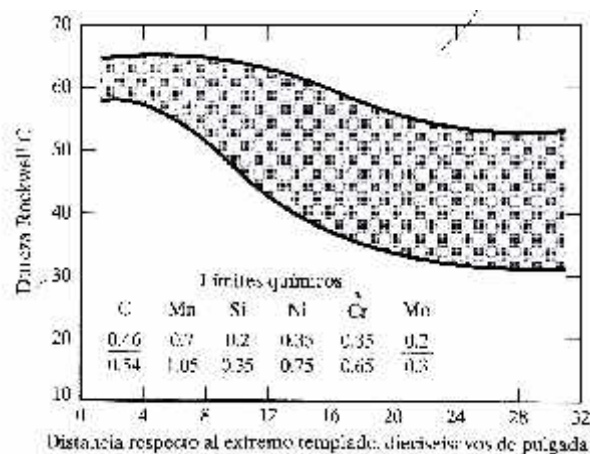


Figura 27 Banda de templabilidad. La diferencia en valores se debe a la diferencia de composición para un mismo acero. [8]

### 5.5. GENERALIDADES Y CLASIFICACION DE LOS TRATAMIENTO TERMICOS

Los tratamientos térmicos son procedimientos que tienen por finalidad mejorar o alcanzar propiedades y características en los materiales a partir de la consecución de la microestructura deseada. Cada procedimiento consiste en calentar y mantener la pieza o herramientas a temperaturas adecuadas, durante un cierto tiempo y enfriarlas luego en condiciones convenientes, por tanto, en un tratamiento térmico es importante la relación entre la temperatura, el tiempo y la velocidad de enfriamiento. De esta forma se modifica la microestructura de los aceros por medio de transformaciones de fase de estado sólido. Dependiendo del tipo de tratamiento, las piezas pueden o no variar su composición química.

El tiempo y la temperatura son los factores más importantes y que hay que fijarlos siempre de antemano, de acuerdo con la composición del acero, la forma, el tamaño de las piezas y las propiedades que se desean obtener.

En dependencia del efecto producido sobre las piezas, los tratamientos térmicos se pueden dividir en volumétricos o superficiales. Los primeros afectan las propiedades de toda la pieza tratada y se dividen en tratamientos térmicos continuos e isotérmicos (denominados también totales). Los segundos sólo afectan las propiedades de la superficie y algunos de ellos modifican la composición química global de las piezas y son conocidos como tratamientos termoquímicos.

El calentamiento hasta la temperatura de austenización y el tiempo de sostenimiento a esa temperatura son dos variables bastante importantes a tener en cuenta en algunos tratamientos térmicos. A continuación se hace una breve descripción de estas variables.

#### 5.5.1. Temperatura de austenización

Para cada tipo de acero hay una temperatura de austenización, determinada fundamentalmente por la composición. Sin embargo, ha sido la experimentación la que ha señalado el intervalo de temperatura hasta la cual se debe calentar el acero, la cual se escoge para que dé la máxima dureza y al mismo tiempo mantenga también una estructura de grano fino; ello porque el valor de la temperatura depende, entre otras variables, de la forma de la pieza y del medio templante. El tamaño de la pieza a tratar puede variar el tiempo de sostenimiento, pero no la temperatura.

Algunos manuales traen la temperatura de austenización, pero ésta también se puede determinar templando varias probetas desde distintas temperaturas. Se mide la dureza superficial, se fractura y se obtiene el intervalo de temperatura de austenización.

En la práctica se usa la temperatura que, como ya fue mencionado, produzca la máxima dureza con la estructura más fina posible y que debe coincidir con la zona rayada en una curva como en la figura 28; el máximo se presenta porque al aumentar la temperatura también lo hace el tamaño de grano y la austenita retenida. Se debe tener en cuenta que la templabilidad también aumenta debido a la mayor cantidad de carburos que se disuelven y al mayor tamaño de grano.

Esto indica que la estructura inicial también influye sobre la temperatura de austenización, pues la martensita revenida se austeniza más fácilmente que la esferoidita. Además, si el acero tiene grano fino se tiene un intervalo de temperatura de austenización más amplio.

En general, la temperatura de austenización para los aceros hipoeutectoides es  $A_3 + 50^\circ\text{C}$ ; en estos aceros hay que austenizar completamente porque si no se hace, al enfriar, quedaría ferrita en la estructura, este es el principio de los aceros bifásicos, o sea mal templados

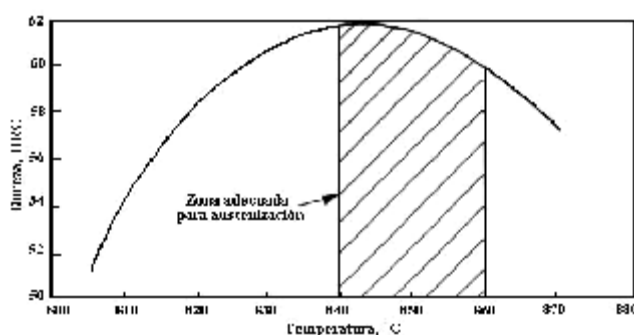


Figura 28. Temperatura de austenización para el temple de un acero AISI 1045. [9]

Los aceros hipoeutectoides se templen todos desde la misma temperatura:  $A_3 + 50^\circ\text{C}$ . Por encima de  $A_1$ , estos aceros están constituidos por austenita y cementita; dado que la última microestructura es más dura que la martensita misma, el acero queda suficientemente duro. Con respecto a los aceros hipereutectoides, si se calienta por encima de  $A_{cm}$ , al templejar quedará totalmente martensítico, pero sus propiedades respecto a la estructura cementita-martensita no serán mucho menores, por el contrario, se pierde tiempo y energía y se aumenta el peligro de grietas en estos aceros hipertemplados.

### 5.5.2. Tiempo de sostenimiento

Si la temperatura de austenización se ha escogido correctamente, el acero estará en estado austenítico una vez la alcance, pues se supone que toda la pieza está a la temperatura del horno. En ese momento se empieza a contar el verdadero tiempo de sostenimiento, necesario para preparar la estructura adecuadamente. Este tiempo depende del grado de disolución de los carburos que se desee. Como la cantidad de carburos es diferente para los distintos tipos de acero, el tiempo de permanencia también depende del acero.

Los aceros ordinarios al carbono y los estructurales de baja aleación que contienen carburos fácilmente solubles, sólo requieren unos minutos de sostenimiento. Para asegurarse que ha habido suficiente disolución de los carburos, un sostenimiento de 20 min es suficiente para secciones pequeñas; sobre éste se aumenta el tiempo según el diámetro D de la barra.

$$t(\text{min}) = 20 + D/2 \text{ (mm)}$$

Esto para espesores menores de 25 mm; si la sección es mayor, el tiempo mínimo es media hora y, en general, la fórmula empírica es:  $t \text{ (horas)} = 1/2 + D/120 \text{ (mm)}$ . Para los aceros estructurales de media aleación, se recomienda un tiempo de unos 25 min, no importa la dimensión.

De otro lado, los aceros de herramientas de baja aleación requieren un tiempo definido de permanencia con el fin de asegurar la dureza necesaria. Se sugiere un tiempo de 0,5 min por cada mm de espesor; sin embargo, el máximo debe ser 1h y el mínimo 5 min.

Los aceros de alto cromo requieren un tiempo de permanencia más largo que todos los aceros de herramientas. Sin embargo, esto depende de la temperatura de austenización, por ejemplo, si está en la parte superior del intervalo se recomienda 0,5 min por milímetro de espesor; si está en la parte inferior se usa 0,8 min por milímetro de sección. El máximo debe ser 1h y el mínimo 10 min. Los aceros para trabajo en caliente contienen carburos que no se disuelven hasta 1000°C; a esta temperatura el grano crece muy rápidamente, por lo que debe limitarse el tiempo de permanencia. Si el calentamiento se hace en un baño de sales, donde es fácil ver cuándo el acero ha alcanzado la temperatura adecuada, el tiempo es de unos 30 min, independientemente de las dimensiones. Si la herramienta está empacada en una caja para ser tratada en un horno de mufla, se debe usar una temperatura en la parte inferior del intervalo y así se puede dejar más tiempo, que no debe exceder de 1h.

Los aceros rápidos son los aceros de herramientas de más alta aleación. Sus temperaturas de austenización están entre 1200 y 1300°C. Para evitar el excesivo crecimiento del grano, lo común es usar sostenimiento de unos pocos minutos. Según el espesor (en mm) el tiempo está dado en minutos para inmersión en baños de sales así:

$$t(\text{mm}) = D/3 \text{ (mm)}$$

$$\text{Si } D < 10\text{mm}, t = 3\text{min.}$$

Los datos anteriores sólo son una orientación para aplicarse a casos concretos con suficiente cuidado.

## 5.6. TIPOS DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Como fue mencionado antes, una de las formas de clasificación de los tratamientos es de acuerdo a la forma como es enfriada la pieza, así, los tratamientos pueden ser divididos en continuos e isotérmicos.

### 5.6.1. Tratamientos continuos

De estos tratamientos se distinguen básicamente cuatro tipos: recocido, normalizado, temple y revenido. Estos tratamientos se inician con la etapa de calentamiento hasta que la pieza a tratar alcance la temperatura a partir de la cual se hará el enfriamiento, seguido por un tiempo de sostenimiento a esa temperatura y finalmente se le hace un enfriamiento adecuado. Cada uno de estos tratamientos se resumen a continuación.

#### 5.6.1.1. Recocido

Con este nombre se conocen varios tratamientos cuyo objetivo principal es ablandar el acero, eliminar tensiones o recrystallizar el material. El recocido consiste en calentar adecuadamente la pieza y luego enfriarla de una forma tan lenta que semeje enfriamientos en condiciones de equilibrio, esto se logra si el enfriamiento se hace dentro del horno. Los tipos de recocido son.

##### - Recocido de ablandamiento

Es un tratamiento térmico utilizado para reducir los niveles de dureza de un acero a un valor específico. Este tratamiento requiere que el material se caliente a una temperatura un poco inferior a  $A_1$  y se mantenga por un tiempo prolongado, o calentando y enfriando alternadamente entre  $A_{c1}$  y  $A_{r1}$  y a veces también superior a  $a_{c1}$ , pero enfriando muy lentamente

dentro del horno a 15° c por hora hasta 650°C y luego en aire. En el caso de aceros no aleados, la temperatura debe ser de 700°C. Esto se hace con la finalidad de producir un estado lo más blando posible (para propósitos de maquinado), donde la perlita u otros tipos de carburos laminares son esferoidizados, reduciendo el desgaste de la herramienta.

En los aceros de alto contenido de carbono las temperaturas del recocido se aumentan un poco más de  $A_{c1}$ , siendo que para los aceros que se muestran a continuación, la temperatura de recocido recomendada es:

0,9 % de  $\rightarrow C$  730 ° C

1,1 % de  $\rightarrow C$  740 ° C

1,2 % de  $\rightarrow C$  750 ° C

En este estado blando es más apropiado para operaciones de mecanizado y procesos de conformación en frío así como para temple.

#### - Recocido de alivio de tensiones – estabilizado

Para este tipo de recocido, el calentamiento se hace por debajo de la temperatura crítica inferior. ( $A_1$  o  $A_{c1}$ )

Después de ser fabricada la herramienta, esta debe calentarse en toda su masa a 650°C – 700°C por dos horas y sostener, el enfriamiento se hace lentamente hasta 500°C y después al aire libre.

Este enfriamiento es lento con el fin de aliviar tensiones internas sin producir variaciones esenciales en las propiedades mecánicas existentes. También sirve para eliminar tensiones producidas por el mecanizado severo en piezas sensibles a la distorsión, aumentando la ductilidad del material. La velocidad de enfriamiento no tiene tanta importancia, pudiendo utilizarse aire sin que por ello se endurezca el material. Para aceros al carbono se recomienda usar entre 550 y 650°C. Aceros rápidos entre 600 y 700°C y cuando factores externos impiden el uso de estas altas temperaturas, se recomienda usar temperaturas tan bajas como 480°C

#### - Recocido de recrystalización

Este tratamiento, también conocido como recocido contra acritud, tiene por finalidad recuperar los granos deformados que se obtienen después de someter una pieza a deformaciones que pueden ser en frío o caliente. La temperatura a la cual se realiza este tratamiento es por arriba de 550°C y específicamente entre 550 y 650°C, donde ocurre la recrystalización de la ferrita, es decir se forman nuevos granos libres de deformación. El tiempo de permanencia a la temperatura de recocido es normalmente media hora. La figura 2 muestra el estado inicial (antes de la deformación), y final de los granos después de que un material ha sufrido cierto grado de deformación.

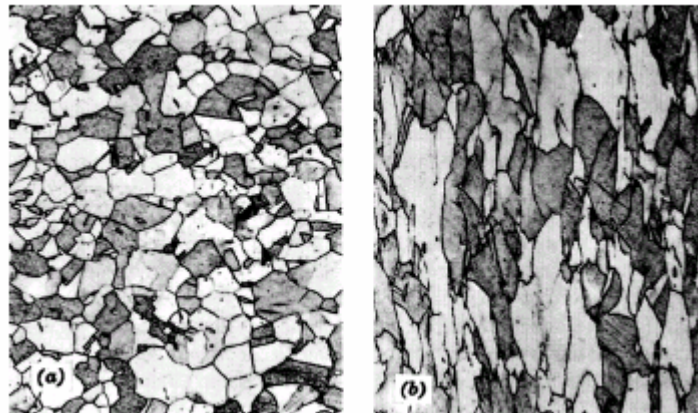


Figura 28. Material policristalino a) antes de la deformación plástica y b) después de la deformación plástica deformados cierto grado (microestructura de granos alargados). [8]

La influencia de la temperatura en el proceso de recocido con el fin de la eliminación del endurecimiento por deformación es presentada en la figura 29.

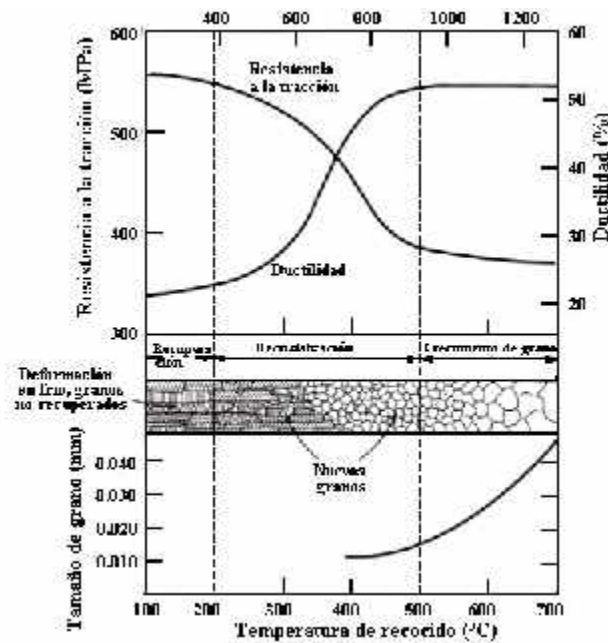


Figura 29. Influencia de la temperatura del tratamiento térmico de recocido en la resistencia y en la ductilidad de un latón. [8]

Las condiciones de calentamiento para los tres tipos de recocido son mostradas en la figura 30

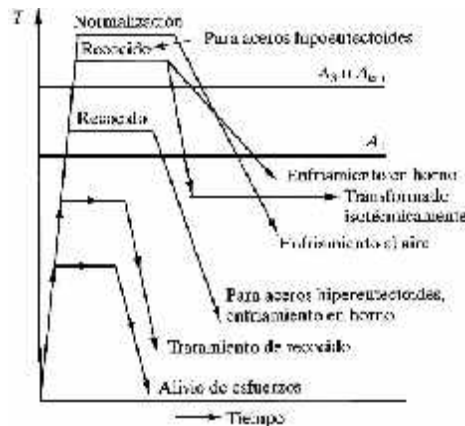


Figura 30. Temperaturas utilizadas para los tratamientos de normalizado y recocido. [8]

#### 5.6.1.2. Normalizado

Este tratamiento consiste en calentar las piezas a temperaturas ligeramente más elevadas que la crítica superior  $A_3$  o  $A_{c3}$ , para que pase al estado austenítico y luego después de un determinado tiempo de permanencia a esa temperatura, hacerle un enfriamiento en aire tranquilo.

Es un tratamiento típico de los aceros al carbono de construcción de 0,15 %C a 0,40 % de C y rara vez se emplea en los aceros de herramientas, ni en los aceros aleados de construcción. De esta forma se deja el acero con una estructura y propiedades que arbitrariamente se considera como normales y características de su composición. Se suele utilizar para piezas que han sufrido trabajos en caliente, trabajos en frío, enfriamientos irregulares o sobrecalentamientos y también sirve para destruir los efectos de un tratamiento anterior. La temperatura de normalización depende esencialmente del contenido de carbono del acero.

La velocidad de enfriamiento importante en la normalización corresponde al punto en el que la austenita se está transformando en perlita. Por tanto, casi siempre se sitúan las velocidades de enfriamiento en  $700^\circ\text{C}$  o entre el intervalo de  $700$  a  $500^\circ\text{C}$ . Una vez que se ha completado la transformación, las piezas se templean en agua o en aceite. Por lo regular, esto se hace cuando todas las secciones del componente se ponen al "rojo oscuro". Si el tamaño de las secciones es grande, es necesario que el material en el centro se ponga de color negro para que se pueda aplicar un enfriamiento drástico.

La velocidad de enfriamiento influye en forma importante, tanto en la cantidad de perlita, como en su tamaño y su espaciamiento. Las velocidades de enfriamiento mayores producen más perlita, así como láminas menos espaciadas y más finas. Tanto el aumento en la cantidad de láminas de perlita, su proximidad, así como su finura, dan por resultado mayor resistencia, tenacidad y dureza. En la figura 31 se muestra el efecto del espaciamiento entre las láminas con el esfuerzo de fluencia. Inversamente, velocidades de enfriamiento más lentas producen piezas más blandas y menos resistentes.

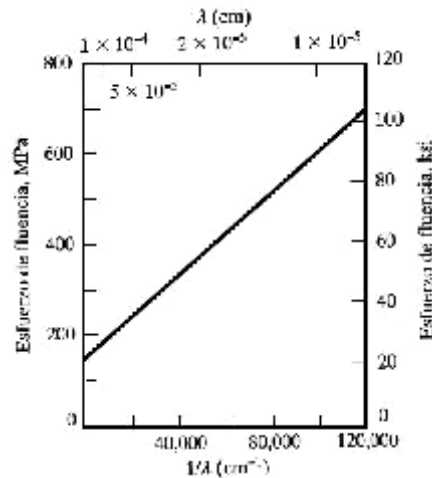


Figura 31. Efecto de la separación entre láminas de perlita ( $\lambda$ ), en función del esfuerzo de fluencia de la perlita. [10]

Por lo regular, los aceros al carbono con 0.20% C o menos no reciben más tratamientos después del normalizado. Sin embargo, los aceros de medio o alto carbono suelen templarse después de la normalización a fin de obtener propiedades específicas, por ejemplo, menor dureza para el enderezado, trabajado en frío o maquinado. El proceso de revenido es simplemente otro proceso de calentamiento en el intervalo subcrítico que se aplica para reblandecer la estructura de los aceros que se han endurecido durante el calentamiento y el enfriamiento en especial a los aceros endurecidos con estructura martensítica.

#### 5.6.1.3. Temple

Para comprender este tratamiento, se debe tener un conocimiento previo sobre fases, microestructuras, transformaciones de fase, termodinámica de las transformaciones de fase, cinética, variables de control, medios de enfriamiento, poder templante, severidad de temple, templabilidad, etc. Sólo estos conocimientos nos permitirán aproximarnos al proceso de temple. Las notas siguientes enfatizarán la parte práctica.

Según la ASM, temple es el enfriamiento rápido del acero desde una temperatura elevada. En general, esto se logra sumergiendo la pieza en agua, aceite, sal o aplicando aire comprimido. Como resultado del temple, las partes deben desarrollar una microestructura aceptablemente dura (generalmente martensita, ver figura 8), en el estado templado, y en las áreas críticas unas propiedades mecánicas mínimas. Luego de este tratamiento se recomienda revenir la pieza.

Como se deduce de lo anterior, no es fácil definir el temple sin involucrar todos los factores mencionados en el primer párrafo de este tratado.

La estructura del acero resultante del temple (martensita), se puede considerar como una microestructura inicial, susceptible de ser modificada por el revenido subsiguiente. Los factores de los que depende el temple son de importancia decisiva; por eso es importante que a cada paso del proceso se le de el mismo cuidado y consideración.

El éxito de una pieza templada depende de cuatro factores principales: buen acero, buen diseño, buen tratamiento térmico y buen servicio. Supondremos que la selección del acero y el diseño de la pieza son los adecuados para el servicio, así que el punto central es el tratamiento térmico. El tratamiento térmico en general depende de la composición del acero y de su mecanizado posterior. La elección del tratamiento no se puede hacer correctamente sino se conoce el material, así, por ejemplo, un acero de temple en aceite se agrieta si se temple en agua y un acero de temple en agua no se endurece en aceite. Los factores que se consideran en el temple son: 1. Calentamiento 2. Temperatura de austenización 3. Tiempo de sostenimiento a la temperatura de austenización 4. Medios de enfriamiento.

#### - Tipos de temple

##### 1- Temple ordinario o directo

Es el método más ampliamente usado para tratar el acero. Se realiza calentando el acero hasta una temperatura por encima de  $A_3$  o  $A_{cm}$  y enfriando con una velocidad mayor que la crítica de temple, de modo que se produzca un endurecimiento notable, el cual se debe a la formación de martensita y sucede en la superficie solamente o en toda la pieza, dependiendo de la capacidad de temple del acero y de su espesor. El enfriamiento se hace hasta temperaturas menores a  $A_1$  y en general por debajo de  $M_s$ .

El temple directo es relativamente simple y económico cuando se aplica a piezas cuyo servicio no es demasiado exigente o a herramientas en las que se busca penetración del temple. No se aplica a piezas de formas complicadas y a materiales sensibles a la distorsión y el agrietamiento debido a lo brusco del enfriamiento. A veces se realiza por enfriamiento desde la temperatura de laminación o de forja inmediatamente después de la deformación en caliente. La figura 32 muestra el esquema de este tratamiento incluyendo el revenido que debe seguirlo.

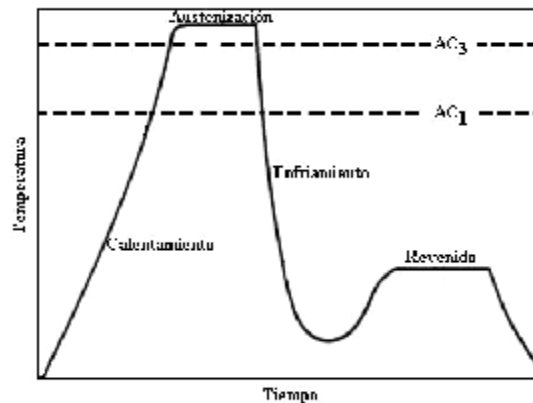


Figura 32. Cambio de la temperatura en el temple ordinario. [9]

## 2- Temple escalonado

Esta forma de temple se usa cuando la velocidad de enfriamiento de la pieza que se temple debe cambiarse abruptamente en un momento dado durante el enfriamiento. Este cambio puede ser un aumento o una disminución de la velocidad de enfriamiento, dependiendo de los resultados deseados. Lo más común es disminuir la velocidad de enfriamiento, esto se hace primero en un medio, por ejemplo agua, por corto tiempo hasta unos  $400^{\circ}\text{C}$ , de modo que la pieza esté a una temperatura por debajo de la nariz perlítica de la curva TTT, entonces se retira la pieza y se enfria en un segundo medio, por ejemplo aceite, de modo que se enfríe más lentamente en el intervalo de transformación martensítica hasta la temperatura ambiente. El segundo medio puede ser aire tranquilo en muchos casos.

### - Medio de enfriamiento o medios de temple

En vista del mecanismo de eliminación de calor, el medio de temple ideal mostraría una alta rapidez de enfriamiento inicial para evitar la transformación en la región de la nariz del diagrama TTT y luego una lenta rapidez de enfriamiento para todo el intervalo inferior de temperatura a fin de minimizar la distorsión. Desafortunadamente, no hay un medio de temple que muestre estas propiedades ideales. El agua y las soluciones acuosas de sales inorgánicas tienen altas rapidezces de enfriamiento inicial a través de las etapas A (enfriamiento por medio de una capa de vapor) y B (enfriamiento por transporte de vapor), pero estas rapidezces persisten a bajas temperaturas, donde la distorsión y el agrietamiento tienden a ocurrir. Los aceites de temple convencionales tienen una mayor etapa A, o capa de vapor y una etapa B más corta con una rapidez de enfriamiento menor.

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

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

La figura 33 muestra curvas de enfriamiento obtenidas por diferentes medios de temple en el centro de una barra de acero inoxidable de 1/2 pulg de diámetro. La curva del extremo izquierdo es una solución de salmuera con 10% de NaCl a  $23^{\circ}\text{C}$ . Nótese que este medio de temple tiene una etapa de vapor muy corta con una duración aproximada de 1 seg y luego cae



rápidamente a la etapa de ebullición, donde la rapidez de enfriamiento es muy grande. Finalmente llega a la tercera etapa en unos 10 seg. Al observar la curva de enfriamiento para el agua de grifo a 23°C, se nota que la etapa de vapor es ligeramente mayor que para la salmuera y cae en la etapa de ebullición después de unos 3 seg. La rapidez de enfriamiento durante esta etapa, aunque es muy grande, no lo es tanto como para la salmuera. La tercera etapa se alcanza después de unos 15 seg. Ahora examinemos la curva de enfriamiento para sal fundida: ésta suele ser una sal inorgánica de bajo punto de fusión que se calienta hasta que es líquida; el líquido se utiliza luego como medio de temple. En este caso, la sal fundida está a 204°C. Nótese que la sal fundida tiene una etapa de vapor muy corta, aproximadamente igual a la de la salmuera; sin embargo, la rapidez de enfriamiento durante la etapa de ebullición no es tan grande como para la salmuera o como para el agua de grifo, y alcanza la tercera etapa en unos 10 seg. Las dos curvas siguientes se refieren al aceite, cuya línea punteada señala aceite Gulf super-quench a 51°C y la línea continua indica aceite lento a 51°C. Ambas muestran una etapa de ebullición relativamente larga, cuya diferencia es que el Gulf super-quench entra a la etapa de ebullición después de unos 7 seg, en tanto que el aceite lento entra a la etapa de ebullición después de unos 13 seg. La tercera etapa la alcanza el Gulf super-quench después de unos 15 seg, y de unos 22 seg el aceite lento. La curva de enfriamiento final para aire quieto a 27°C nunca sale de la etapa de vapor; por tanto, muestra una rapidez de enfriamiento muy lenta sobre el intervalo entero.

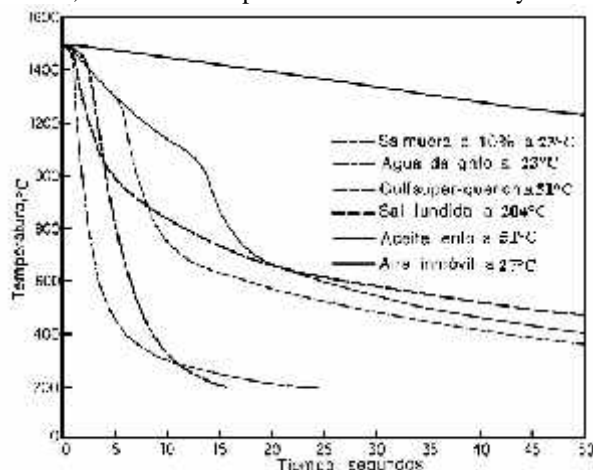


Figura 33. Curvas de enfriamiento obtenidas en el centro de una barra de acero inoxidable de  $\frac{1}{2}$ " de diámetro por  $21\frac{1}{2}$ " de largo en varios medios de temple sin agitación. [5]

Los métodos comunes para comparar la rapidez de temple de diferentes medios consisten en determinar la rapidez de enfriamiento a alguna temperatura fija o determinar la rapidez promedio entre dos temperaturas.

#### - Temperatura del medio de temple

Generalmente, conforme la temperatura del medio aumenta, la rapidez de enfriamiento disminuye, lo cual se debe al aumento en persistencia de la etapa de la capa de vapor. Como el medio está más cercano a su punto de ebullición, se necesita menos calor para formar la película de vapor. Esto es particularmente cierto en agua y salmuera; sin embargo, las cantidades para la Gulf super-quench (Líquido de temple, Gulf a 23°C) en la tabla 2 muestran un incremento en la rapidez de enfriamiento, con un aumento en la temperatura del medio lo cual parece contrastar con la proposición anterior. En el caso del aceite, hay dos factores opuestos a considerar. Conforme la temperatura del aceite aumenta, hay una tendencia a que la rapidez de enfriamiento disminuya, debido a la persistencia de la película de vapor; sin embargo, conforme la temperatura del aceite aumenta, también se hace más fluido, lo cual incrementa la rapidez de conducción del calor a través del líquido. Lo que sucede a la rapidez de enfriamiento lo determina el factor que ejerce la mayor influencia. Si el incremento en la rapidez de conducción de calor es mayor que el decremento debido a la persistencia de la película de vapor, el resultado neto será un aumento en la rapidez real de enfriamiento como en el caso de la Gulf super quench-. Sin embargo, si lo contrario es cierto, entonces el resultado neto será un decremento en la rapidez real de enfriamiento como lo indican las cantidades para aceite lento. Las rapidezces óptimas de enfriamiento se obtienen con aceites de temple convencionales en baños a temperaturas entre 49 y 65.5°C. Para prevenir un aumento de temperatura en el medio durante el temple, siempre es necesario proporcionar suficiente volumen del medio. En algunos casos, se insertan serpentines de enfriamiento en el tanque de temple, para controlar la temperatura del medio.

La rapidez de enfriamiento puede mejorarse y la temperatura del medio mantenerse constante por circulación del medio y agitación de la pieza. Esto quita efectivamente la película de vapor tan rápidamente como la forma, reduce la longitud de la etapa de la capa de vapor, y resulta un enfriamiento más rápido. La tabla 3 muestra la severidad del temple, en relación con agua inmóvil, a la cual se da el valor de 1.0, para varias condiciones de temple.

Tabla 3. Velocidades de enfriamiento en el centro de una barra de acero inoxidable de ½" de diámetro por 21/2" de longitud, cuando se temple desde 815°F en varios medios. [5]

BAÑO	Velocidad a 704°F, °C/seg		Velocidad a 649°F, °C/seg		Velocidad media 676-482°F, °C/seg	
	75°	125°	75°	125°	75°	125° ;
-Salmuera (10%)	212	164.4	212	180	292.1	159
-Agua de grifo	112	25.5	124	65	122	97.7
-Gulf super-quench	44.4	47.2	94.5	100	75	76
-Aceite lento	20	17.8	16.7	14.4	21.6	24.4
-10% de aceite soluble, -90% de agua	20	16.7	20	16.7	18.9	15.5
-Aire inmóvil	2.8	---	2.2	---	1.6	---
Sal fundida (a 400° F)	90		72.2		36.7	

#### 5.6.1.4. Revenido de aceros templados

La estructura martensítica obtenida por temple es muy dura y frágil. Mediante el revenido es posible aumentar significativamente su resistencia al impacto, aun cuando se disminuye la dureza.

El **revenido** consiste en calentar una pieza templada por periodos del orden de 1 a 3 horas a temperaturas menores que la de austenitización. Como se muestra en la Figura 34, primero se calienta el acero a una temperatura levemente superior a la de austenitización  $A_3$  o  $A_{cm}$ , luego es enfriado rápidamente, de modo que no se corte la nariz de las curvas TTT, para formar una estructura martensítica. Posteriormente, el acero es recalentado a una temperatura inferior a  $A_1$  para obtener la dureza deseada.

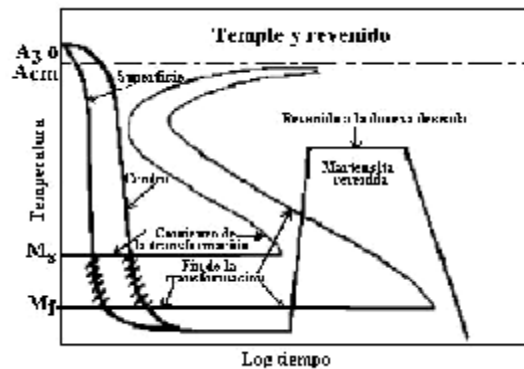


Figura 34. Procedimiento para los tratamientos de temple y revenido. [6]

La Figura 35 muestra la disminución de dureza en aceros revenidos a diferentes temperaturas. Se debe notar que en aceros de alto carbono revenidos a baja temperatura aumenta en algo la dureza, esto se explica por los cambios microestructurales que se producen con el revenido, lo que se detallará a continuación.

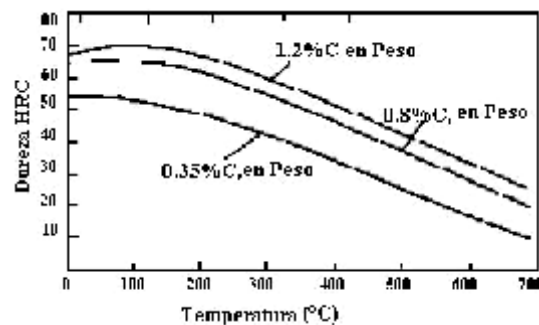


Figura 35. Variación de la dureza en función de la temperatura de revenido. [8]

#### - Cambios microestructurales producidos durante el revenido (etapas del revenido)

Durante el proceso de revenido ocurren cambios microestructurales o etapas debidos a reacciones en estado sólido. Las reacciones más importantes son.

#### 0. Segregación de átomos de C

1. Precipitación de carburos
2. Descomposición de la austenita retenida
3. Recuperación y recrystalización de la matriz ferrítica y formación de cementita globular

No todas estas reacciones ocurren en los diferentes materiales tratados a la misma temperatura y en el mismo período de tiempo. Muchas de ellas suceden simultáneamente, esto determina que las microestructuras resultantes sean muy complejas.

#### - Segregación de átomos de carbono

En la red cristalina martensítica de aceros de bajo carbono hay una alta densidad de dislocaciones. Los espacios intersticiales de esta red, cercanos a las dislocaciones proveen de sitios de menor energía para los átomos de carbono que la de posiciones intersticiales en la red normal. Así, cuando un acero martensítico de bajo carbono es revenido desde 25 a 100°C, los átomos de carbono se redistribuyen hacia estos sitios de menor energía. En realidad gran parte de la redistribución de los átomos de C se realiza durante el enfriamiento en el intervalo de temperatura donde se forma la martensita.

1. Para aceros de bajo contenido de carbono, menor a 0,2% de C, la redistribución ocurre mayoritariamente por segregación de los átomos de C hacia los defectos de la red, principalmente dislocaciones.
2. Para aceros con alto contenido de C, la redistribución en este caso, ocurre por agrupación de precipitaciones. La fuerza impulsora de esta reacción es la disminución de la energía elástica total de la red cristalina. El número de sitios de dislocaciones de baja energía es mucho menor en aceros de alto carbono, esto determina que la segregación de carbono por este mecanismo sea muy reducida.

#### - Precipitación de carburos

En aceros al carbono se han identificado tres tipos de carburos que difieren en composición química y estructura cristalina.

1. En revenidos entre 100 y 200°C, en aceros de más de 0,2%C, se produce precipitación de **carburo epsilon** ( $\epsilon$ ), (composición  $\text{Fe}_{2.3}\text{C}$ , con una estructura cristalina HCP), el cual es metaestable y se disuelve a altas temperaturas. Los carburos  $\epsilon$  se caracterizan por ser finos y muy pequeños, por lo cual es necesario altos aumentos para observarlos, además precipitan según ciertos planos cristalográficos específicos, Figura 36 (a). Es importante destacar el hecho que en aceros de bajo carbono, menos de 0,2% de C, estos carburos no precipitan.
2. Para revenidos entre 250 y 700°C, precipita **cementita**, (composición  $\text{Fe}_3\text{C}$  y estructura cristalina ortorrómbica), Figura 36 (b). En un comienzo y con revenidos a menores temperaturas, 200 a 300°C, la cementita aparece en forma de agujas, en cambio, para revenidos a mayores temperaturas, entre 400 y 700°C, las partículas de cementita crecen por coalescencia y toman forma esférica. Si el tiempo de revenido se prolonga mucho los carburos crecen demasiado y se pierde completamente la dureza del temple, se obtiene de esta forma una matriz de ferrita con partículas gruesas de cementita, llamada **esferoidita**, Figura 36 (c).
3. Existe un tercer tipo de carburo, denominado **carburo Hägg** ( $\text{Fe}_5\text{C}_2$ , y estructura cristalina monoclinica), éste precipita en algunos aceros de alto carbono revenidos entre 200 y 300°C, es metaestable y de composición intermedia entre el carburo  $\epsilon$  y la cementita.

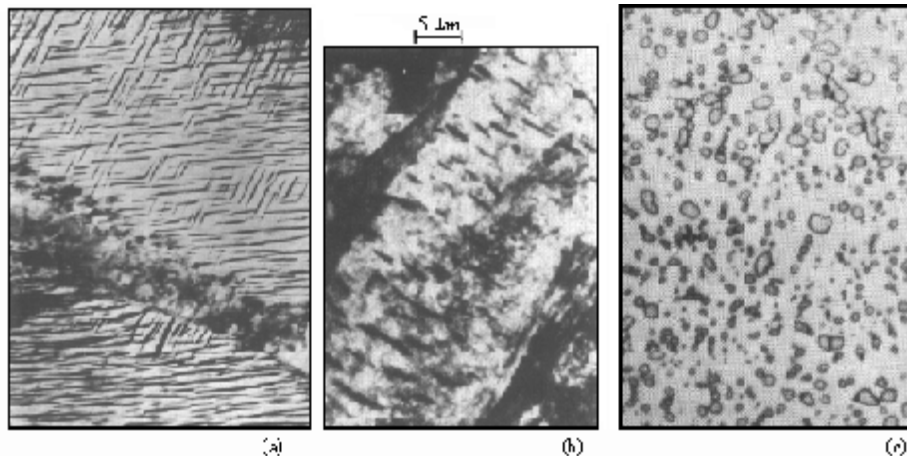


Figura 36. Diferentes tipos de carburos formados durante el revenido de los aceros. [3]

### - Descomposición de la austenita retenida

En aceros de más de 0,4%C al temple a temperatura ambiente queda austenita retenida, ya que la temperatura  $M_f$  (o fin de transformación martensítica), de estos aceros queda por debajo de la ambiente. Esto pudo ser comprobado en dos estudios diferentes como se muestra en la figura 37.

El revenido a temperaturas entre 200 y 300°C produce transformación de esta austenita en bainita, esto explica el aumento de dureza en aceros de alto C para revenidos de baja temperatura, debido a que la bainita es más dura que la austenita. Sobre 350°C la pérdida de dureza es causada también por un efecto de recrystalización.

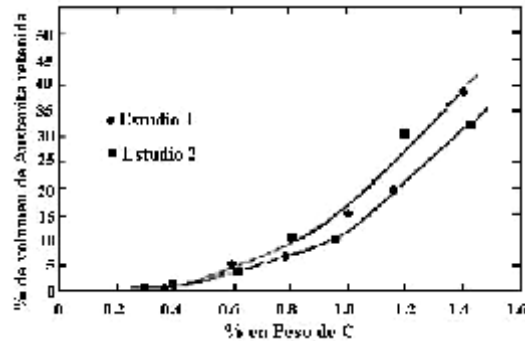


Figura 37. Cantidad de austenita retenida después del temple en función del porcentaje de carbono. [6]

### - Recuperación y recrystalización

Es difícil determinar cuando comienza la recuperación de la estructura martensítica durante el revenido, pero se puede decir con certeza que es muy afectada sobre los 400°C. Durante la recuperación los bordes de las celdas y las dislocaciones se aniquilan mutuamente al azar, desarrollándose una estructura de grano fino. Después de largo tiempo a temperatura iguales o superiores a 600°C, la martensita ya recuperada recrystaliza, produciendo una estructura ferrítica, en la cual grandes partículas de  $Fe_3C$  se introducen en los bordes de grano o entre ellos, Figura 38

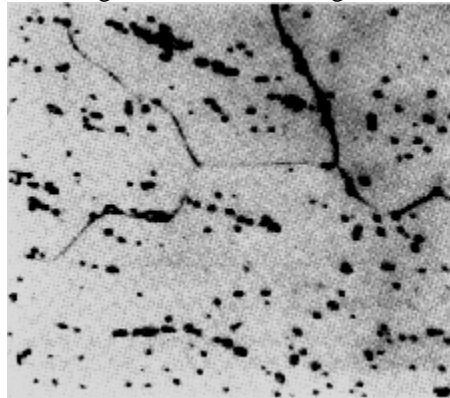


Figura 38. Cementita en una matriz ferrítica. [5]

### - Fragilización por Revenido

Durante el revenido se han observado dos variedades de fragilización, estas son:

#### - Fragilización de una etapa

Los mecanismos que causan la fragilización de una etapa no están muy claros, pero se cree que podría ser causado por las impurezas del acero, ya que no se produce en aleaciones puras de bajo carbono.

Este tipo de fragilización afecta a aceros de baja aleación templados a martensita y luego revenidos en el intervalo de 250 a 350°C. Se caracteriza porque la dureza decrece continuamente, y la resistencia al impacto pasa por un mínimo, justo a los 350°C, para luego aumentar. Además, la fragilización va acompañada de fractura predominantemente intergranular. Aspectos importantes de la fragilización de una etapa, pueden ser resumidos como sigue:

1. La ocurrencia de anomalías en la energía de impacto coincide con el comienzo de la precipitación de cementita.
2. Este proceso puede comenzar con la precipitación de P, N y posiblemente S en los bordes de granos de la austenita previa, esta segregación sería esencial para la fractura intergranular que aqueja a la fragilización de una etapa.

3. Elementos de aleación como el manganeso pueden tener un efecto indirecto en la promoción de segregación de elementos de fragilización en los bordes de grano.
4. Cuando por el revenido comienza a precipitar cementita en los mismos bordes de grano de la austenita se incrementa la segregación de impurezas en éstos, debilitándolos y promoviendo la fractura intergranular.

#### - Fragilización de dos etapas

Mientras la fragilización en una etapa ocurre en aceros martensíticos de alta resistencia, por ejemplo: AISI 4340 y AISI 4140, la fragilización en dos etapas ocurre en aceros con menores esfuerzos de fluencia. Es causada por revenidos a altas temperaturas, entre 600 y 700°C, seguidos de enfriamiento lento o cuando éstos aceros trabajan permanentemente en el intervalo de 350 a 600°C.

Esta fragilización se atribuye a la segregación de impurezas en los bordes de grano, la que genera una fractura frágil de tipo intergranular. La fragilización por revenido tiene ciertas características, entre las que destacan las siguientes:

- No ocurre en aceros al carbono, ni en aceros de aleación de alta pureza.
- La transición de temperatura dúctil-frágil es directamente proporcional a la concentración de impurezas en los bordes de grano.
- La velocidad y cantidad de segregación de impurezas, y por tanto, la fragilización intergranular resultante, dependen de la composición total del sistema. Elementos de aleación pueden también segregar en los bordes de grano junto a las impurezas. Así, adiciones de Níquel (Ni), Manganeso (Mn), y Silicio (Si) promueven la fragilización causada, primariamente por Antimonio (Sb) y Fósforo (P), y secundariamente por Estaño (Sn) o Arsénico (As). Contrariamente, adiciones de Molibdeno (Mo), Titanio (Ti) y Zirconio (Zr) atrasan el inicio de la fragilización.
- Es reversible, puede ser eliminada calentando a temperaturas sobre 600°C y luego enfriando rápido. Es interesante el hecho que la fragilización retorna si se mantiene a temperaturas entre 350 y 550°C.

#### - Endurecimiento secundario

Cuando aceros al carbono son revenidos, se observa que, si la temperatura a la cual se realiza este proceso es elevada entre 100 y 700°C, ocurre una disminución progresiva de la dureza que va acompañada con un incremento en la ductilidad.

La formación de cementita y su engrosamiento gradual en la matriz ferrítica son las causas principales de los cambios en las propiedades mecánicas. Por lo tanto, reemplazando la cementita por otros carburos más estables, como por ejemplo carburos de Molibdeno y/o Tungsteno, el ablandamiento observado en estos aceros puede reducirse significativamente y, si se agregan cantidades suficientes de elementos de aleación se producirá un incremento en la dureza en el intervalo de 500 a 650°C; este reendurecimiento producto del revenido es llamado **endurecimiento secundario**.

Los carburos de Mo y W son más estables que la cementita y se forman en su lugar si existe la suficiente energía de activación. La velocidad de crecimiento de estos carburos en martensita revenida es determinada principalmente por la energía de activación de la difusión de estos elementos en la ferrita. Como ésta es mucho más lenta que la de los átomos de carbono en aceros al carbono, los carburos producidos son más finos y su engrosamiento es lento. De este modo, la dureza de los aceros martensíticos revenidos es mucho más alta que la de aceros al carbono.

El endurecimiento secundario en aceros que contienen Mo, Figura 39, es causado por una precipitación muy fina de partículas de  $\text{Mo}_2\text{C}$ , éstas refuerzan la ferrita alcanzando un máximo endurecimiento cerca de los 550°C. El endurecimiento se debe principalmente a la nucleación y crecimiento de pequeñas agujas de  $\text{Mo}_2\text{C}$  en las dislocaciones de la red formada al templar a martensita. De manera similar, el endurecimiento secundario en aceros que contienen W es causado por una precipitación muy fina de partículas de  $\text{W}_2\text{C}$ . La morfología de la precipitación de Mo y W es similar, si bien difieren en tamaño y densidad de los precipitados, siendo menor la densidad de partículas y mayor el tamaño y separación de las agujas en aceros que contienen W. Por lo tanto, los aceros con  $\text{W}_2\text{C}$  son más blandos que sus similares con  $\text{Mo}_2\text{C}$ , ya que, los primeros se engruesan más lentamente producto de la lenta difusión de los átomos de W. Las partículas de Mo y W, ( $\text{Mo}_2\text{C}$  y  $\text{W}_2\text{C}$ ), son muy estables a temperaturas hasta 600°C y por tanto, mantienen la dureza en herramientas de acero para trabajo en caliente o a alta velocidad que produce calor. Este tipo de acero se conoce como **acero rápido**. Además, a estos aceros se les agrega Vanadio (V), para aumentar la resistencia a la abrasión, Cromo (Cr), para reducir la oxidación y aumentar la dureza y a veces se les agrega Cobalto (Co), para elevar la temperatura de endurecimiento.

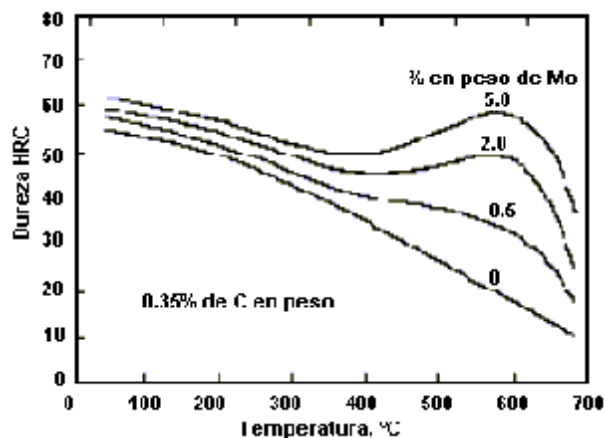


Figura 31. Endurecimiento secundario durante el revenido de algunos aceros. [2]

### 5.6.2. Tratamientos térmicos isotérmicos.

Este tipo de tratamientos se realizan a temperatura constante de forma tal a obtener la microestructura deseada, la cual puede ser consultada para un acero específico en su diagrama TTT. Los principales tratamientos isotérmicos son:

#### 5.6.2.1. Austempering o austemperado:

Es un tratamiento isotérmico que consiste en calentar el acero a la temperatura de austenitización y después de sostenerlo un determinado tiempo, enfriarlo rápidamente hasta una temperatura levemente superior a  $M_s$  en un baño de sal, este baño mantiene la temperatura de la pieza constante. La reacción a esta temperatura produce una estructura completamente bainítica, (bainita superior o inferior), luego el acero es enfriado al aire, hasta la temperatura ambiente. De este modo se logra una estructura dura pero no excesivamente frágil.

La Figura 32 representa en forma esquemática el proceso de austempering, y en ella se ve la diferencia que existe el austempering y el proceso clásico de temple y revenido.

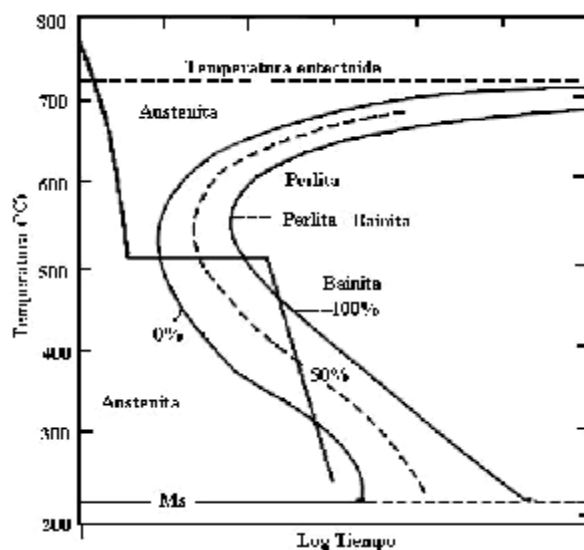


Figura 32. Representación esquemática sobre un diagrama TTT del tratamiento de austemperado. [2]

La comparación de las características mecánicas que se obtienen por austemperado y en el proceso de temple y revenido se realizan normalmente sobre probetas del mismo acero que hayan quedado después del tratamiento térmico con la misma dureza o resistencia (Tabla 4). Como resultado de esta comparación se observa que con el austemperado se obtiene una mejor estricción y resiliencia que en el caso de un temple directo.

Tabla 4. Comparación de propiedades entre temple y revenido y austemperado. [5]

Propiedad medida	Temple y revenido	Austemperado
Dureza Rockwell C	49,8	50,
Carga de rotura, kg/mm <sup>2</sup>	181	182
Alargamiento, % en 2 pulgadas	3.75	5
Estricción %	26,1	46.4
Resistencia al choque Kgm(sobre probetas cilíndricas sin entalla)	1,93	5

Como este tratamiento no es tan enérgico como el temple normal, no sólo se logra una mayor ductilidad y tenacidad junto con una dureza más elevada, sino que se evitan también las deformaciones y peligros de grietas).

La principal limitación de este tratamiento radica, en que algunas veces debido a la masa de la pieza a tratar, no se consiguen las velocidades de enfriamiento necesarias para evitar la transformación de la austenita a perlita en la zona de temperaturas comprendidas entre 480 y 650°C, por lo que únicamente es apropiado en aquellos casos en que las piezas, por su forma, pueden enfriarse rápidamente. Por tanto, el austemperado encuentra su aplicación industrial en los perfiles de espesor inferior a aproximadamente 12 mm (1/2 pulgada. En los aceros aleados este espesor mínimo es un poco mayor, aunque en este caso el tiempo que tarda la austenita en transformarse completamente en bainita puede resultar excesivo.

#### 5.6.2.2. Martempering o martemperado

Este término describe un procedimiento de temple a alta temperatura cuyo objetivo es disminuir las grietas, distorsión o los esfuerzos residuales. No es un proceso de revenido (tempering), como lo indica su nombre y por eso tiende a llamársele marquenching o martemplado.

Los principios del martempering se entienden mejor con un diagrama TTT (Vease figura 33). Como se observa, el proceso comprende tres etapas:

1. Se enfría desde la temperatura de austenización en un medio fluido caliente como aceite caliente, sales fundidas, metal fundido o lecho de partículas fluidizadas a una temperatura que debe estar por encima de Ms.
2. Allí se deja el acero hasta que la temperatura en toda la pieza sea uniforme sin que se produzcan transformaciones, pues la pieza continúa siendo austenítica. Al ser extraída del baño, todavía debe estar plástica y se puede restaurar si ha sufrido alguna distorsión.
3. Seguidamente la pieza se enfría, generalmente en aire quieto, a una velocidad moderada para prevenir grandes diferencias entre la superficie y el centro de la pieza. De este modo la formación de martensita ocurre de un modo uniforme en toda la masa evitando la formación de excesivas tensiones residuales.

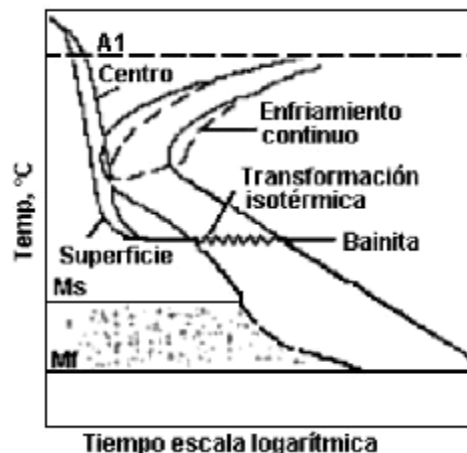


Figura 33. Representación del tratamiento de martempering. [6]

La Tabla 5 indica la temperatura de temple y martempering para algunos aceros de herramientas comunes, así como las dimensiones de la mayor pieza adecuada para martempering.

Tabla 5. Temperatura de austenización y martempering para algunos aceros para herramientas. [9]

Acero AISI	Temperatura de austenización, T°C	Temperatura de martempering, T°C	Diámetro máximo, mm
01	810-870	225-250-	60
A2	950-980	225-250	150
D2	1000-1020	225-500.	200
D6	960-1000	225-500	200
S1	880-920	325-400	25
H13	1000-1050	300-500	300

Como se observa en la tabla 6, las propiedades de impacto de un acero sometido a martempering son superiores a los de un acero templado ordinariamente, pero el éxito del tratamiento depende del espesor de la pieza. Sólo en aceros de alta aleación, como los de la tabla anterior, se logran espesores tan altos; en los aceros no aleados este espesor máximo no excede los 20 mm.

Tabla 6. Propiedades mecánicas de un acero AISI 1095 tratado por dos métodos. [9]

Probeta	Tratamiento	Dureza, HRC	Energía de impacto, J	Alargamiento, %
1	Temple en agua y revenido.	53	16	0
2	Temple en agua y revenido	52.5	19	0
3	Martemperado y revenido	53	38	0
4	Martemperado y revenido	52	33	0

### 5.6.3. Tratamientos térmicos de endurecimiento superficial

Hay piezas que conviene endurecerlas solo en la superficie para que resistan el desgaste, pero su interior debe ser más blando para resistir impactos. Para lograr esto existen varios procedimientos de uso habitual tales como:

1. Cementación
2. Carbonitruración
3. Nitruración
4. Nitruración iónica
5. Temple por inducción
6. Temple superficial por soplete o a la llama

Los cuatro primeros tratamientos cambian la composición química de la superficie de la pieza: la cementación mediante la adición de C, la nitruración y la nitruración iónica con la adición de N y la carbonitruración por la adición de C y de N. En cambio, los dos últimos no cambian la composición química del acero y son esencialmente métodos de endurecimiento poco profundo.

#### 5.6.3.1. Cementación o Carburización

La cementación es un procedimiento por medio del cual un acero de bajo carbono, 0,2% C o menos, se austenitiza en una atmósfera o en un ambiente rico en C, las condiciones dadas en este procedimiento permiten que el carbono difunda hacia el interior de la pieza, permitiendo a la austenita disolver altos porcentajes de éste. La temperatura usual de cementación es cercana a los 950°C y la profundidad de capa obtenida por medio de este tratamiento depende del tiempo y de la dureza deseada. Una vez obtenida la capa exterior rica en C, esta se endurece por temple. Cabe señalar que la cementación en lo posible debe usarse en aceros en los cuales no pueda crecer mucho el grano y se pueda templar directamente.

Un acero cementado muestra las siguientes características dadas en la tabla 7:

Tabla 7. Características de una capa cementada.

Dureza superficial	50 a 62 HRC
Contenido de C superficial	0.85 - 1%
Espesor característico capa cementada	2 - 20 $\mu$ m

Es usual definir el espesor de cementación por la capa con dureza HRC > 50



El tratamiento completo de cementación varía de un acero a otro, por ello existen varios procedimientos, uno de los cuales es:

- **Normalizado**, previo a la cementación
- **Cementación**, a temperaturas entre 850 y 950°C
- **Temple**. Existen tres tipos de temple:
  - En agua, los de la serie 10XX y 11XX
  - En aceite, la gran mayoría, como por ejemplo los de las serie 15XX, 40XX, 4118, 4320
  - Los de enfriamiento lento, como son los 4320, 48XX, 4720, 8822.

**Calentamiento adicional:** en un intervalo de 790 a 870°C, para producir difusión adicional del C y la redistribución de carburos.

**Temple** en agua o aceite

**Revenido**, a temperaturas que oscilan entre 120 y 180°C

### Equipos para Cementación

Los siguientes son equipos típicos para cementación:

1. **Cajas:** se cementa con carbón activado con CaO que rodea a la pieza en un recipiente cerrado, el cual se calienta a la temperatura adecuada durante el tiempo requerido y luego se enfría con lentitud. Este equipo no se presta para alta producción, siendo sus principales ventajas su economía, eficiencia y la no necesidad de una atmósfera preparada.
2. **Gas:** es más eficiente que el anterior, los ciclos son más controlados, el calentamiento es más uniforme, más limpio y requiere de menos espacio. La pieza se calienta en contacto con CO y/o un hidrocarburo, que fácilmente se descompone a la temperatura de cementación. El gas típicamente usado tiene una composición de: CO 20%, H<sub>2</sub> 40% y N<sub>2</sub> 40%, pudiendo modificarse la composición de éste para controlar el potencial de C.
3. **Líquido:** se cementa colocando las piezas en baños de mezclas de sales fundidas, (cianuro), de modo que el carbono difunde desde el baño hacia el interior del metal. Produce una capa más profunda, más rica en C y menos N. Sus principales ventajas son: eliminación de oxidación, profundidad de la superficie dura y contenido de C uniformes y gran rapidez de penetración; si bien posee ciertas desventajas como son: lavado de las piezas posterior al tratamiento para prevenir la herrumbre, revisión de la composición del baño en forma periódica y alta peligrosidad de las sales de cianuro, dado que éstas son venenosas.

### 5.6.3.2. Carbonitruración

Es un proceso de endurecimiento superficial de carácter gaseoso. En este proceso se calienta un acero en una atmósfera gaseosa de composición tal que el C y N se absorben simultáneamente, obteniéndose una capa superficial muy dura. La atmósfera consiste en un "gas portador" enriquecido por gas natural, metano o propano (que proporcionan el C), y por amoníaco (que entrega el N necesario). El proceso de difusión de C y N se realiza entre 815 y 870°C y luego se temple en aceite, para disminuir la distorsión y el peligro que se produzcan fisuras.

El espesor de capa carbonitrurada es menor a 0,5 mm. Así por ejemplo, capas de 0,15 a 0,40 mm se obtienen con tiempo de carbonitruración que van de 1/2 a 3 horas a una temperatura de 815°C.

#### - Carbonitruración líquida

El proceso es similar al de la cianuración, ya discutida, pero en este caso el baño de cianuro no se envejece sino que se añaden a las mezclas cianatos alcalinos. Únicamente empleando baños de composición bien definida se consiguen, con uniformidad, los mismos resultados, con la formación de una zona de combinación y una capa martensítica. Para que un baño trabaje bien debe contener 16-20% KCNO y 45% NaCN. En lo demás, el proceso es similar al de la cianuración.

#### - Carbonitruración gaseosa

El nombre de este proceso es engañoso, pues no se refiere a un tratamiento subcrítico como la nitruración, se debe considerar más bien como una forma modificada de la cementación con gas. La modificación consiste en introducir amoníaco en la atmósfera cementante. La disociación del amoníaco en la superficie de trabajo produce nitrógeno naciente que se difunde en el acero simultáneamente con el carbono.

Generalmente la Carbonitruración se efectúa a temperaturas menores y durante períodos más cortos que los usados en la cementación gaseosa y produce también una capa más delgada.

En términos de las características de la capa, difiere de la carburación en que las capas cementadas no contienen nitrógeno y las capas nitruradas contienen fundamentalmente nitrógeno, mientras que las capas carbonitruradas contienen ambos elementos.

Este proceso se usa sobre todo, para lograr una capa dura, resistente al desgaste, con una profundidad de 0,075 a 0,75 mm. Esta capa es más templable que una cementada, por tanto carbonitrurando y templando se logra una capa dura a menos costo que una cementada. La dureza se puede lograr con menos distorsión al templar con aceite, o en algunos casos aun con temple en gas, empleando una atmósfera protectora como medio templante.

Los aceros que se carbonitruran comúnmente son los de las series AISI, 1000,1100,1200,1300,1500, 4000,4100, 4600, 5100, 6100, 8600 y 8700 con contenidos de carbono hasta 0,25%. También muchos aceros de estas series con carbono entre 0,35 y 0,50% se carbonitruran en capas hasta de 0,3 mm.

#### 5.6.3.3. Tenifer

Este proceso tiene diferentes nombres como Tufftride, Melonite, etc. En nuestro medio se conoce con el nombre de Tenifer. En este tratamiento se utilizan baños nitrurantes de bajo contenido de cianuro, o cianuro libre.

Estos baños poseen un elevado potencial de carbono y nitrógeno; por la convección existe transferencia uniforme de calor y rápida reacción con las sustancias que ceden carbono y nitrógeno, de esta manera se obtiene una capa de compuestos constituidos por Fe-N-C que aparecen al poco tiempo de empezar el tratamiento.

Esta capa mejora las propiedades de dureza y el espesor de la zona de manera uniforme ya que no hay transformación de la estructura ni producción de los carbonitruros complejos que se formaban en la nitruración con alto contenido de nitrógeno.

El proceso Tenifer es un tratamiento de corta duración y económico para la nitruración de aceros de construcción y de herramientas. Con un tiempo de 60 a 180 min, las piezas obtienen una zona de compuestos suficientemente gruesa y resistente al desgaste, así como valores elevados de resistencia a la fatiga.

El baño desarrollado por Durferit de Alemania tiene composición secreta, pero en general contiene 34 a 38% de cianato, 2 a 5% de danuro y el resto carbonato. Según la carga de piezas se va rebajando el contenido de cianato y se aumenta el de carbonato, entonces se añade una sustancia regeneradora del baño que balancee el contenido y que convierte en cianato el carbonato en exceso, sin aumentar el nivel. Este regenerador está formado por una composición orgánica plástica con carbono, nitrógeno e hidrógeno.

El procedimiento usual es el siguiente: se precalienta la carga hasta 400°C, luego se sumerge en el baño Tenifer a 580 °C más o menos 6°C de 2 a 3 horas, en un crisol de titanio.

Posteriormente las piezas se enfrían rápidamente en un baño compuesto especialmente de hidróxido con temperatura mínima de 230°C y hasta 400°C para aceros rápidos. Si sólo se utiliza para piezas sometidas a Tenifer no se requiere instalación depuradora. Además, este baño destruye los residuos de cianuro y cianato adheridos a la pieza y la deja de mejor aspecto.

En este proceso la distorsión es mínima, pero su principal ventaja es la resistencia al desgaste por deslizamiento. La resistencia a la fatiga es otra propiedad importante, las marcas producidas por las herramientas y las rayas superficiales tienen poco efecto sobre las propiedades en fatiga de la pieza tratada. En las fundiciones y aceros que no sean del tipo inoxidable se aumenta la resistencia a la corrosión.

Por las razones anteriores, unidas a una buena estrategia de ventas, el Tenifer es muy popular en Colombia para tratar superficialmente muchos tipos de piezas.

#### 5.6.3.4. Nitruración

Es un proceso para endurecimiento superficial de aceros aleados en una atmósfera constituida por una mezcla en proporciones adecuadas de gas amoníaco y amoníaco disociado. La efectividad de este proceso depende de la formación de nitruros en el acero por la reacción del N con ciertos elementos de aleación, principalmente Al, Cr y Mo. El N difunde en el acero y forma nitruros complejos.

Las piezas que se nitrurarán se colocan en un recipiente hermético a través del cual se proporciona continuamente la atmósfera de nitruración, mientras que la temperatura se eleva y mantiene sobre los 500°C. Se efectúa en hornos estancos calentados entre 500 y 550°C, en los cuales se genera una circulación de amoníaco. Por lo general es conveniente rectificar la pieza luego de la nitruración.

Se obtienen capas de 0,1 a 0,5 mm de espesor y de alta dureza, 70 HRC. El proceso toma largo tiempo, (20 a 60 hrs) y depende de la profundidad de la superficie dura deseada.

Las propiedades logradas con este tratamiento son:

1. Resistencia al desgaste
2. Resistencia a la corrosión
3. Escasa deformación.
4. Aumento del límite de duración a la fatiga a causa de una cierta compresión superficial producida

#### 5.6.3.5. Nitruración iónica

En este tipo de nitruración se usa una corriente eléctrica para ionizar el gas nitrógeno a baja presión en vacío. Los iones son acelerados hacia la pieza nitrurada por un potencial eléctrico, la pieza se calienta por el choque de iones, los que además son fuente de nitrógeno. El proceso es un 30 a 50% más rápido que la nitruración convencional.

#### 5.6.3.6. Temple por inducción

Es un proceso de endurecimiento de acero, en el cual las superficies de las piezas se calientan rápidamente a temperatura de austenitización mediante inducción electromagnética, (con un diseño adecuado del inductor, se puede confinar el calor a áreas pequeñas). Una vez alcanzada la temperatura de austenitización se aplica una ducha de agua fría que produce el temple.

El principio del calentamiento por inducción es el siguiente: una bobina que conduce una corriente de alta frecuencia rodea o se coloca sobre la pieza, se inducen así corrientes alternativas y loops de histéresis que generan rápidamente calor en la superficie.

Las corrientes inducidas de alta frecuencia tienden a viajar por la superficie del metal, por tanto, es posible calentar una capa poco profunda del acero sin necesidad de calentar el interior del material. La profundidad del calentamiento depende de la **frecuencia de la corriente**, la **densidad de potencia** y el **tiempo de aplicación** de ésta. Mientras mayor es la frecuencia, menor es la profundidad calentada, de forma que: altas potencias (100 kHz a 1 Mhz), y tiempos cortos (en segundos), calientan espesores de 0,25 mm; en cambio, potencias menores (25 kHz), y tiempos más largos calientan espesores de 10 mm.

Se utiliza en aceros al carbono, con contenido medio de C, en éstos produce superficies endurecidas delgadas. También se puede utilizar en aceros aleados; los aceros de baja aleación se endurecen fácil y superficialmente mediante este método; en cambio, los aceros altamente aleados son más lentos y pueden necesitar de un aumento de temperatura para lograr la estructura deseada, sin embargo, como el calentamiento mediante este método es muy rápido, se pueden calentar sin peligro de crecimiento excesivo de grano.

Las piezas de aceros endurecidas mediante este procedimiento sufren menor distorsión total que si se las hubiese templado luego de calentarlas en un horno. La microestructura del acero antes del templado por inducción es importante para determinar el ciclo de calentamiento que se utilizará, así por ejemplo, las estructuras que después del templado y revenido tienen carburos pequeños y uniformemente dispersos se austenitizan más fácilmente, pudiéndose obtener superficies endurecidas de poca profundidad y de máxima dureza superficial mediante grandes velocidades de calentamiento.

Entre las ventajas de este proceso podemos destacar el hecho que no necesita de personal especializado para su operación debido a que es un proceso prácticamente automático. Entre las desventajas resaltan el alto costo del equipo, el alto costo de mantenimiento y el hecho que no es económico si se desean endurecer pocas piezas.

La figura 34 muestra un montaje del sistema utilizado en el temple por inducción.

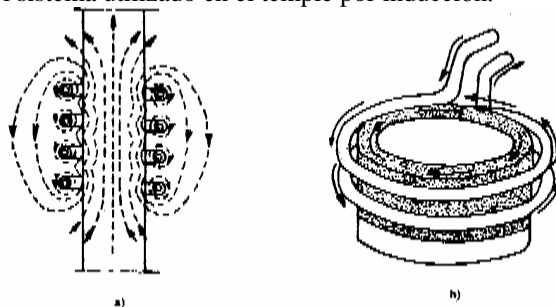


Figura 34. Principio electromagnético del calentamiento por inducción. a) trayectoria del flujo magnético en una barra metálica colocada dentro de una bobina por la cual circula corriente eléctrica. b) Trayectoria de la corriente eléctrica en la bobina y en la barra durante el calentamiento por inducción. [9]

#### 5.6.3.7. Temple superficial por soplete o a la llama

Este es un procedimiento de tratamiento térmico en el que una cáscara delgada de la superficie del acero se calienta rápidamente hasta la temperatura de austenización y luego se enfría, de modo que la cáscara queda con una estructura martensítica y el centro de la pieza queda en un estado original.

El temple clásico no puede compararse con el temple superficial ni reemplazarlo, puesto que el calentamiento de las piezas, introducidas enteramente en el horno, se lleva a cabo lentamente y, por consiguiente, puede llegar hasta el corazón de las mismas.

A continuación consideraremos algunos aspectos del temple superficial a la llama.

#### - La llama oxiacetilénica

La llama, utilizada desde hace mucho tiempo, es el método más sencillo para efectuar el calentamiento localizado de los materiales. Este calentamiento será superficial si la aportación de calor que la llama realiza a la superficie, sobrepasa largamente la dispersión hacia la masa de la pieza, permitiendo así alcanzar la temperatura de temple en la profundidad deseada.

Además, la aptitud de la llama para el calentamiento superficial está estrechamente relacionada con los factores siguientes: temperatura y potencia específica de calentamiento. El calor transmitido por una llama a un cuerpo frío es, en efecto, función de su diferencia de temperatura y de la cantidad de calor transmitido por unidad de superficie del cono de la llama, durante la unidad de tiempo; es igualmente proporcional al poder calorífico y a la velocidad de inflamación de la mezcla gaseosa. Para que una llama desprenda gran cantidad de calor es, pues, importante que su velocidad de inflamación sea muy elevada.

Otros tratamientos para endurecimiento superficial implican el aporte de materiales duros por diferentes procesos. Existen varios procedimientos para realizar esta aportación, los principales son los siguientes:

**1. Soldadura:** el material se deposita fundido por medio del soplete oxiacetilénico o por el arco eléctrico. Se usa, sobre todo, con piezas pequeñas, y para la reconstrucción de superficies desgastadas o deterioradas.

**2. Metalización:** el metal de aportación se aplica en forma de hilo a la pistola de metalizar, en la que es fundido por la llama oxiacetilénica y luego pulverizado y proyectado por un chorro de aire comprimido.

**3. Galvanostegia,** el metal se deposita en la superficie por medios electrolíticos, el más empleado es el cromo, cuya dureza alcanza las 1100 Vickers. Existen otros recubrimientos menos usados para este propósito.

## 5.7. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS FUNDICIONES

### 5.7.1. Generalidades

Los tratamientos térmicos en las fundiciones tienen la misma finalidad que en los aceros, es decir, cambiar las propiedades y microestructura iniciales y de este modo obtener los valores deseados que garanticen las condiciones de trabajo. Los tratamientos más usados en fundiciones son el temple, revenido, recocido y austemperado.

### 5.7.2. Recocido

El recocido suele hacerse de varias formas dependiendo de la necesidad, así:

#### - Recocido para eliminación de tensiones

Se realiza a relativas bajas temperaturas (550°C) y tiempos que van desde media hora hasta varias horas según el espesor de las piezas. Con estas condiciones se logran aliviar tensiones internas que aparecen en enfriamientos rápidos desde colada hasta temperatura ambiente. Se recomienda hacer siempre este Tratamiento a piezas de grandes espesores como bloques de motor y bancadas de máquinas herramientas fabricadas de fundición gris o fundición chiliada. En caso de no realizar este tratamiento, pueden aparecer defectos y deformaciones en las piezas durante el maquinado con su posterior falla durante el trabajo. Las condiciones de calentamiento de este tratamiento deben ser lentas para calentar y más lentas para enfriar, de esta forma se evita la aparición de nuevas tensiones.

#### - Recocido de ablandamiento de fundiciones grises

Dependiendo de la temperatura de tratamiento, existen dos tipos.

#### - Recocido a 740°C

Se les suele realizar a fundiciones grises que después de coladas quedan con durezas difíciles de mecanizar por la presencia de alguna cantidad de perlita en la microestructura final. Después de sostener la pieza a esta relativa alta temperaturas de tratamiento, el enfriamiento debe realizarse al aire y de esta manera conseguir microestructuras de ferrita y grafito, las cuales son microestructuras fáciles de mecanizar.

El sostenimiento a 740°C permite que la perlita presente transforme a ferrita y que buena parte del carbono por difusión, haga parte del grafito. El emplearse temperaturas más altas (así se realice enfriamiento al aire), el carbono depositado en el grafito es tan poco, que no se consigue la dureza deseada. El recocido a 740°C permite obtener durezas entre 120 y 130 HB.

#### - Recocido entre 800 y 900°C

El enfriamiento desde estas temperaturas debe hacerse lo más lentamente posible, aunque de todas maneras hay formación de perlita. Este tratamiento se recomienda hacerse a fundiciones que presenten “gran dureza” (250 - 300 HB), y después realizar un enfriamiento tan lento que se logre depositar algo del carbono presente de la perlita en el grafito. Durante el

enfriamiento se recomienda sostener la pieza entre 740 - 720°C, ya que este intervalo de temperatura propicia que mayor cantidad de grafito y de ferrita sean formados.

Los tres tipos de recocidos, al igual que las durezas con las que quedan las piezas después de ser sometidas a este tratamiento, pueden verse en las figuras 35 a y b.

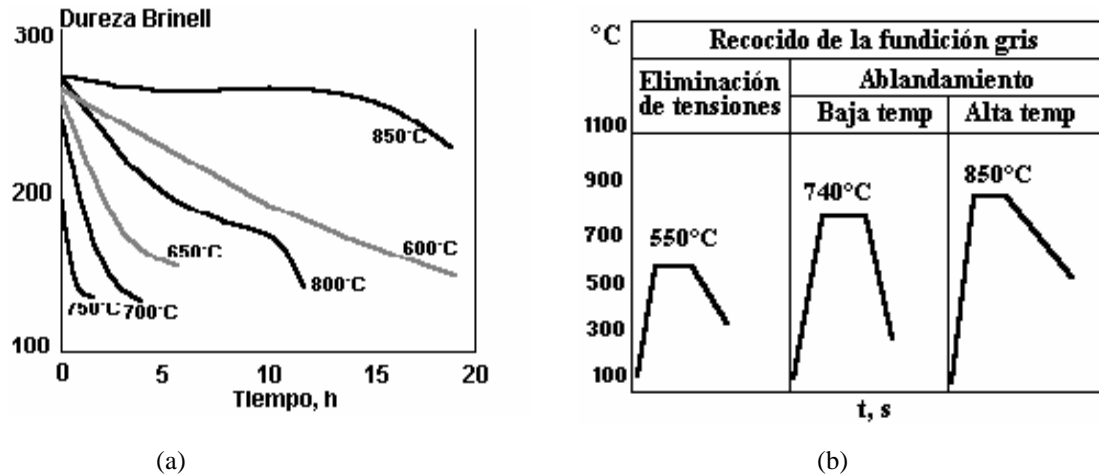


Figura 35. a). Variación de la dureza contra el tiempo para varias temperaturas de recocido. b). Temperaturas para los diferentes tipos de recocidos. [11]

### 5.7.3. Temple y revenido

Cuando se necesita adquirir altas durezas combinadas con altas resistencias a la tracción y resistencia al desgaste de las fundiciones grises, se puede realizar un tratamiento térmico de temple y luego un revenido para aliviar tensiones de las piezas tratadas. El efecto del tratamiento depende en gran medida de la composición química y de la microestructura presente, pues no se recomienda realizar este tratamiento a piezas con matrices ferríticas y grafito, a diferencia de matrices perlíticas, donde se consiguen importantes valores de dureza y resistencia por temple más revenido.

Cabe resaltar que la resistencia a la tracción con un temple, no es tan sensible a los cambios como la dureza, y como puede verse de la figura 36, con un revenido posterior, la resistencia a la tracción disminuye para temperaturas bajas de revenido (comportamiento opuesto a la de los aceros); aumentando después para temperaturas mayores. Alrededor de 500°C el comportamiento es similar a los aceros, donde la resistencia a la tracción comienza a disminuir por ablandamiento de la microestructura.

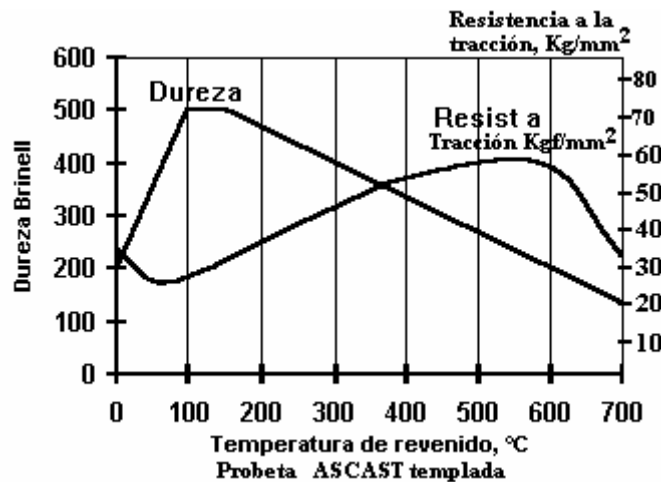


Figura 36. Variación de la dureza y la resistencia a la tracción para el intervalo de temperaturas de revenido en una fundición gris. [11]

Con el temple realizado a las fundiciones, se busca obtener una estructura martensítica, la cual presenta propiedades atractivas para ciertas aplicaciones, propiedades que son mucho mejores que las obtenidas directamente de colada. El tratamiento térmico de temple en general, es similar al practicado a los aceros. Los resultados obtenidos dependen en gran

medida de la velocidad de enfriamiento, pues de ella depende la cantidad de martensita obtenida, y de la templabilidad de la fundición, la cual también es función de la composición química y del tamaño de la pieza. La posibilidad de grietas y rupturas en estos materiales son mayores que en los aceros, pues una fundición está constituida por grafito el cual hace el material más sensible a las grietas que el acero. Como se sabe, las grietas aparecen por la rápida velocidad de enfriamiento y el desigual enfriamiento de las piezas a partir de la superficie hasta el centro, provocando diferencias de temperatura que ocasionan la aparición de este tipo de defectos.

En ocasiones suelen enfriarse las piezas en aceite, buscando disminuir el riesgo de agrietamiento de las piezas templadas, pero la dureza adquirida no es suficiente, para contrarrestar este problema. Para poder templar en aceite se recomiendan las fundiciones contengan elementos aleantes como el Cr, Cu, Ni y Mo que mejoran la templabilidad de estos materiales.

Los revenidos posteriores realizados a las piezas templadas, suele hacerse a altas temperaturas 450 a 650°C, cuando el interés es obtener altas resistencias a la tracción (250 a 400 Mpa), con buena tenacidad. En el caso que se quiera mejorar la resistencia al desgaste (con durezas entre 450 a 500 HB), el revenido debe hacerse a más bajas temperaturas (200 a 450°C). La temperatura de austenización en la mayoría de los casos está entre 800 y 900°C y el medio de enfriamiento es aceite y solo en casos especiales se utiliza agua.

#### 5.7.4. Austemperado

Este tratamiento ha sido especialmente utilizado en fundición nodular por la excelente combinación de propiedades que se consiguen; de aquí que este tratamiento solo va a ser tratado para este tipo de fundición.

Los últimos estudios sobre la fundición nodular austemperada han demostrado que pueden lograrse una amplia gama de propiedades únicas y deseables para un número determinado de aplicaciones. Dependiendo de los parámetros del tratamiento térmico y de la composición química.

Las fundiciones nodulares austemperadas presentan mayor tenacidad y resistencia al desgaste que aceros de media aleación y otras fundiciones. Estas propiedades deseables, están asociadas con la microestructura austemperada específica, constituida por ferrita bainítica (acicular), libre de carburos, con grandes cantidades de austenita retenida. La precipitación de carburos en las últimas etapas del austemperado, reduce considerablemente la tenacidad a temperatura ambiente.

La formación del carburo de hierro ( $\text{Fe}_3\text{C}$  o cementita), asociada normalmente con las transformaciones bainíticas características, se suprime debido al alto contenido de silicio del hierro nodular, produciendo estructuras bainíticas con cantidades significativas de austenita retenida enriquecida en carbono (la cual puede contener hasta 2% de carbono), que es estable a muy bajas temperaturas (-120°C).

La real ventaja del austemperado de la fundición nodular, es que se obtiene una amplia gama de resistencias a la tracción para la misma cantidad de alargamiento, dependiendo de la temperatura de tratamiento, la cual oscila entre 280 y 420°C.

La figura 37 muestra la variación de la resistencia a la tracción en función del alargamiento para tres estados de la fundición nodular: Fundición nodular austemperada, fundición nodular templada y revenida y fundición nodular AS-CAST (no tratada).

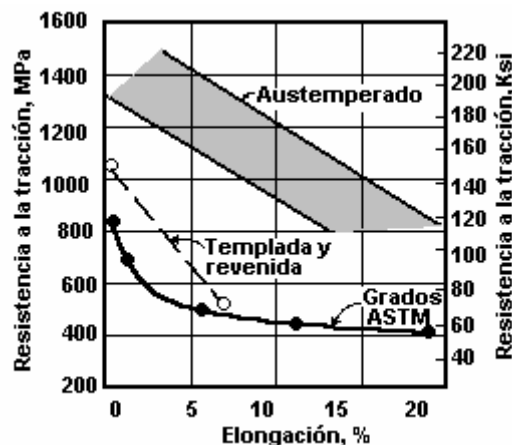


Figura 37. Propiedades de algunas fundiciones nodulares estándares y austemperadas. [7]

Los principios básicos del austemperado son relativamente simples y generalmente bien comprendidos. En la transformación bainítica influyen factores como temperatura y tiempo de austenización, composición química, segregación

que presenta el material, austemperabilidad y temperatura y tiempo de austemperado. Veamos como esos factores afectan el austemperado.

#### 5.7.5. Temple superficial por llama

Cuando se quiere mejorar la resistencia al desgaste en fundiciones grises y nodulares en las zonas periféricas de las piezas, se puede realizar un temple por llama y en otras ocasiones el calentamiento se puede hacer por inducción. En este tratamiento, el material es calentado por encima de la temperatura crítica con ayuda de un soplete de soldadura oxiacetilénica o de gas y oxígeno y luego enfriado rápidamente en agua, para obtener estructuras martensíticas en la superficie de las piezas. En estas zonas superficiales, las piezas quedan con estructuras de temple, mientras su centro queda conformado por fundición gris o nodular (núcleo tenaz). En la zona comprendida entre el centro y la superficie, la pieza queda con una capa que, aunque fue afectada térmicamente, no alcanzó a templarse, pudiéndose decir que esta zona sufrió un recocido de ablandamiento.

En este tratamiento se aconseja emplear fundiciones perlíticas con 0.6 a 0.8% de carbono combinado contenidos de Si bajos  $\approx 2\%$  y contenidos de Mn entre 0.8 y 1%, ya que este último elemento favorece el endurecimiento.

#### 5.7.6. Tratamiento térmico para fundiciones gris y nodular austeníticas

Este tipo de fundiciones tiene muchas aplicaciones, ya que los elementos de aleación presentes desarrollan excelentes propiedades.

El Cu promueve resistencia a la corrosión y el Ni y Cr aumentan la resistencia al desgaste. Los elementos anteriores se denominan gamágenos o formadores de austenita.

La fundición gris austenítica ofrece propiedades como resistencia al desgaste, a la corrosión, a la abrasión, alta resistividad eléctrica y tenacidad moderada. Esta fundición es no magnética y tiene la capacidad de autoendurecerse por maquinado.

Para la mayoría de aplicaciones, se recomienda realizar en las fundiciones austeníticas, un recocido de alivio de tensiones entre 620 y 675°C, por un tiempo de 1h y enfriando finalmente al aire. Si la dureza del material es de 190 HB, se le puede realizar el recocido entre 1000 y 1040°C, por periodos de media a cinco horas, tiempo suficiente para que se disuelvan los carburos presentes.

Piezas cuyo trabajo se realiza a relativas altas temperaturas ( $>490^\circ\text{C}$ ), se recomiendan realizarles un tratamiento de estabilización, el cual consiste en sostener el material entre 760 a 870° durante 2 h, enfriar luego en el horno hasta 540°C y luego al aire; con este tratamiento se estabiliza la estructura y se minimizan los defectos producidos a altas temperaturas debido a que los carburos en disolución precipitan como hojuelas de grafito de volumen mayor.

Las fundiciones nodulares austeníticas presentan mejores propiedades que las grises austeníticas, sobre todo, resistencia a la tracción, a la fluencia y dureza. Los tratamientos descritos para la fundición gris austenítica son idénticos para las fundiciones nodulares.

### 5.8. TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE MATERIALES NO-FERROSOS.

Los materiales no ferrosos son los materiales metálicos diferentes de los aceros y de las fundiciones. De modo general, los materiales no-ferrosos están bien descritos en términos de microestructura por los diagramas de fase, y por tanto, también en términos de propiedades. No son necesarios diagramas de enfriamiento continuo como en el caso de los aceros. Los materiales no-ferrosos se pueden dividir de varias formas, dos de ellas son:

1. Composición química. Los materiales no-ferrosos son muy utilizados en la forma de metales puros, como en la forma de aleaciones. Por ejemplo, el aluminio.
2. Procesos de fabricación. Aleaciones eutécticas son muy utilizadas en fundición. Esas aleaciones no presentan buena conformabilidad, pero presentan bajo punto de fusión, lo que facilita su procesamiento. Piezas de formas complejas son usualmente fabricadas por fundición. Sin embargo, las aleaciones endurecibles por precipitación, son bastante utilizadas en procesos donde existe necesidad de conformación mecánica y/o tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos realizados en materiales no-ferrosos son un poco diferentes de los que se realizan en los aceros. A excepción de los aceros inoxidables ferríticos y austeníticos, en los cuales son hechos tratamientos térmicos semejantes a los de los materiales no-ferrosos. Los tratamientos térmicos realizados en los materiales no-ferrosos y en los aceros inoxidables son:

1. **Recocido.** Este tratamiento puede tener como objetivo disminuir el endurecimiento por deformación y causar una disminución de dureza del material metálico.
2. **Homogenización.** Ese tratamiento térmico busca homogenizar la composición química del material. Ese tratamiento es comúnmente realizado en piezas fundidas y su tiempo de duración es bastante largo, pudiendo llegar a días.
3. **Solubilización.** Tratamiento térmico que busca la eliminación de precipitados en el material, frecuentemente es realizado en aceros inoxidables, así sea una aleación ferrosa.
4. **Envejecimiento.** Este tratamiento busca lo opuesto de la solubilización. El tratamiento térmico de envejecimiento (o recocido isotérmico) busca la formación de precipitados que mejoran las propiedades mecánicas del material.

Existe un tipo de tratamiento térmico que es común a los materiales ferrosos y no ferrosos. Ese tratamiento es conocido como alivio de tensiones y busca eliminar tensiones residuales, causadas por diferentes motivos (soldadura, conformación mecánica, etc).

## REFERENCIAS

- [1]. ASM HANDBOOK Vol.15. "Casting". United States of América. 9 ed. ASM International, 1992. 937 p.
- [2]. Schaeffer, Saxena, Antolovich, Sanders y Warner. Ciencia y Diseño de Materiales de ingeniería, Ed. CECSA, México, 2000, 794p.
- [3]. ASM HANDBOOK Vol 9. "Metallography and Microestructures". United States of América. 9 ed. ASM International, 1998. 775 p.
- [4]. CURSOS/Metalurgia/Apuntes/cap6, disponible en <http://www.ing.puc.cl/icm/>
- [5]. Avner, Sidney H. Introducción a la metalurgia física. 2ª ed.-- México; Madrid. McGraw Hill, 1979. 695 p
- [6]. SMITH F. William. "Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales". México. 3 ed. McGraw Hill, 1998. 717 p.
- [7]. ASM HANDBOOK Vol 1. "Properties and Selection: Irons, Steels and High – Performance Alloys". United States of América. 10 ed. ASM International, 1995. 937 p.
- [8]. MACHADO Isabel. TRATAMENTOS TÉRMICOS E DE SUPERFÍCIE . Prof. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Depto. de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos PMR 2002
- [9]. VALENCIA Asdrúbal. "Tecnología del Tratamiento Térmico de los Metales". Medellín. 2 ed. Ed. Universidad de Antioquia, 1992. 630 p.
- [10]. SIERRA RESTREPO Horacio. "Fundiciones". Medellín. Universidad Nacional de Colombia, 1994. 113p.
- [11]. APRAIZ BARREIRO José. "Fundiciones". Madrid. 6 ed. Dossat, Limusa. 2000. 167 p.
- [12]. FRAS Edward. "Fundiciones de Hierro": Estructuras – Propiedades – Fabricación. Santiago de Chile. Ilafa, 1990, 411 p.
- [13]. CAPELLO Edoardo. "Tecnología de la Fundición". Madrid. 493 p.
- [14]. ITSVAN KARSAY Stephen. "Ductile Irons". AFS. 3 ed, 1985. 188 p.
- [15]. POWELL W. & LEVERING P. CGI: The little cast iron that could. Engineered Casting Solutions. Winter 2002, p. 40
- [16]. DAWSON, S. Compacted Graphite Iron: Mechanical and Physical Properties for Engine VDI Conference on Materials in Powertrain (Werkstoff und Automobilantrieb), Dresden, Germany, October 1999.