

Tratamientos Térmicos y Sus Aplicaciones Mayo - Junio 1932

Fecha

Del 31 de mayo al
30 de junio

Tema

Conceptos de Metalurgia Física
 Textura. Estructura; tamaño de grano
 Influencia en las propiedades mecánicas
 Fundamentos teóricos básicos. Principios.
 Modos de acción
 Condiciones de ejecución. Calentamiento,
 hornos. Enfriamiento, baños.
 Intercambabilidad de los elementos de
 aleación
 Templabilidad. Jominy
 Tratamientos isotérmicos
 Tratamientos superficiales: cementaciones,
 Nitruración, Inducción. Soplete
 Tratamientos termodinámicos
 Tratamientos térmicos de las fundiciones
 Tratamientos térmicos de las aleaciones
 No ferrosas.
 Aceros de construcción
 Aceros de herramientas
 Aceros inoxidables. Maraging
 Casos prácticos. Técnicas operatorias
 Calidad. Detección de los Defectos por tratamientos térmicos

Horario

18 a 21 h c/día

Profesor

Ing. José Pappaterra
Caballero
Profesor

Ing. José Pappaterra
Profesor

1. The first part of the document discusses the importance of maintaining accurate records of all transactions and activities. It emphasizes that proper record-keeping is essential for transparency and accountability, particularly in financial matters.

2. The second part of the document outlines the various methods and tools used to collect and analyze data. It highlights the need for consistent and reliable data sources to ensure the validity of the findings.

3. The third part of the document describes the process of identifying trends and patterns in the data. It notes that careful analysis is required to distinguish between significant changes and minor fluctuations.

4. The fourth part of the document discusses the challenges associated with data collection and analysis. It mentions that incomplete or inconsistent data can lead to misleading conclusions.

5. The fifth part of the document provides a summary of the key findings and conclusions. It states that the data indicates a general upward trend in the variables being studied, although there are some notable exceptions.

6. The sixth part of the document discusses the implications of the findings for future research and practice. It suggests that further studies should be conducted to explore the underlying causes of the observed trends.

7. The seventh part of the document provides a list of references and sources used in the study. It includes several academic journals and books related to the field.

8. The eighth part of the document contains a list of appendices and supplementary materials. These include detailed data tables and additional charts that support the main text.

DIRECTORIO DE PROFESORES DEL CURSO
TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

1. Ing. José Pappaterra Caballero (Coordinador)
Profesor
Departamento de Ingeniería Mecánica
Anexo Facultad de Ingeniería
U N A M
México, D.F.
550 00 41

1912

1913

1914

1915

1916

1917

1918

1919

1920

1921

1922



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

CAPITULO I

CONCEPTOS DE METALURGIA FISICA

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

JUNIO, 1982



CAPITULO I

CONCEPTOS DE METALURGIA FISICA.

INDICE

1. Conceptos de Metalurgia Física..	1.1
1.1. El enlace metálico y sus consecuencias	1.1
1.2. El efecto del calor sobre el metal.	1.10
1.3. Las transformaciones en el metal.	1.13
1.4. La plasticidad del metal.	1.14
1.5. La dureza del metal y el endurecimiento	1.22

CONCEPTOS DE METALURGIA FÍSICA

1.1 El enlace metálico y sus consecuencias.

La naturaleza esencialmente cristalina de los metales pocas veces se pone de manifiesto en los productos, pero las propiedades de los cristales individuales de un metal son las que determinan su utilidad tecnológica e influyen de manera importante en todo el proceso de elaboración de los materiales metálicos.

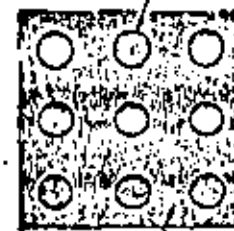
Algunos líquidos al enfriarse se hacen más y más viscosos y en algunos casos, tan rígidos como un trozo de vidrio, al cual es un material líquido subenfriado, pero no un sólido en el sentido exacto del término. El criterio ampliamente aceptado para definir el estado sólido es este: los átomos o moléculas de un sólido están dispuestos en un arreglo de 3 dimensiones llamado estructura cristalina.

Aunque todos los verdaderos sólidos tienen una estructura cristalina, existe una gama muy amplia de diferentes propiedades dentro del estado sólido, como resultado de las variaciones en el tipo de enlace atómico. Estos enlaces atómicos se estudian en los libros de texto de Física del Estado Sólido y en este curso sólo se mencionará brevemente la característica de cada uno.

Enlace metálico.

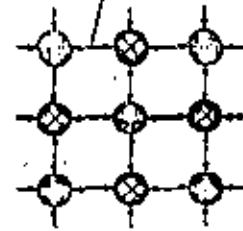
Como su nombre lo indica, el enlace metálico es la fuerza principal que mantiene unidos los átomos de un metal. Este tipo de enlace se produce cuando cada uno de los átomos del metal contribuye con sus electrones de valencia a la formación de una nube electrónica dentro del metal sólido.

Ion metálico positivo



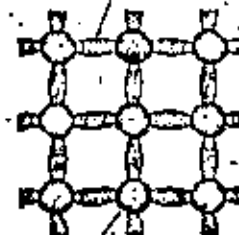
nube de electrones negativos

importantes fuerzas de atracción entre los iones positivos y negativos



b.

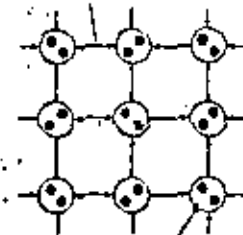
electrones de valencia compartidos



ion positivo

c.

débiles fuerzas de atracción entre átomos polarizados



Centros de carga positiva y negativa separados en cada átomo

d.

Figura 1: Representación esquemática de los diferentes tipos de enlace en los sólidos: a. enlace metálico, b. enlace iónico, c. enlace covalente, d. enlace Van der Waals

En la Fig. 1a se ofrece un dibujo esquemático de los iones metálicos y de la nube de electrones. La conducción de la electricidad y la conducción principal del calor se produce por el libre movimiento de estos electrones a través del metal. Como la nube de electrones negativos rodea a cada uno de los iones positivos que forman la estructura cristalina tridimensional ordenada, hay una potente atracción electrostática que mantiene unido al metal. Una característica del enlace metálico muy importante es que todos los iones positivos

son equivalentes. De esta forma, el metal, al ser sometido a esfuerzos cortantes, puede comportarse de manera dúctil, porque un grupo de iones positivos rompe su enlace en una posición y se desliza a una nueva, restableciendo sus enlaces. Este aspecto de la deformación plástica de los materiales metálicos se estudiará con mayor detalle en el punto 1.4.

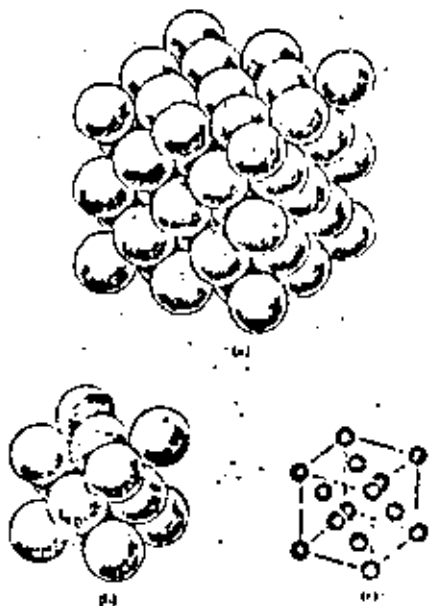


Figura 2 : a. parte de una red cristalina de cobre, representándose los iones de cobre como esferas en contacto, b. celda unitaria tomada de a., c. celda unitaria de b. dibujada en el modo usual, con los centros de los átomos indicados por pequeñas esferas

En el caso más ideal, la separación de un electrón de valencia de un átomo metálico produce un ión simétrico. Como resultado de esta simetría, los iones de los metales tienden a formar estructuras cristalinas compactas y de gran simetría. La Fig. 2a muestra una

parte representativa de la estructura cristalina del cobre: los iones de cobre se han dibujado como esferas en contacto y se ha omitido la nube de electrones. Como las estructuras cristalinas están formadas por una unidad que se repite, este grupo básico de iones o átomos, la llamada celda unitaria es de gran interés y se muestra en la Fig. 2b. La Fig. 2c representa la celda unitaria en su forma esquemática usual, indicándose las posiciones de los centros de los iones mediante pequeñas esferas.

El enlace metálico, siendo un enlace de átomo a átomo, se denomina enlace de primer orden. Otros enlaces de primer orden son el enlace covalente (Fig. 1c) y el enlace iónico, (Fig. 1b), en los cuales ocurre un trasplante de orbitales electrónicos con compartición de electrones de valencia y un intercambio de electrones de un átomo a otro, formando así iones con carga opuesta, respectivamente.

El enlace de segundo orden, llamado enlace de Van der Waal (Fig. 1d) se debe a una débil fuerza de atracción resultante de la polarización eléctrica de los átomos o moléculas. Este enlace es responsable para la formación de productos como por ejemplo: gases líquidos, agua helada, etc... También es el enlace intermolecular de los materiales sintéticos llamados plásticos.

Redes espaciales y sistemas cristalinos.

Al discutir las estructuras cristalinas se supone usualmente que la estructura continúa hasta el infinito en todas las direcciones. La definición fundamental de la regularidad de la distribución de los átomos en el espacio es aquella de una red espacial: se dice que una distribución de puntos (o átomos) en tres dimensiones forma una red espacial, si todos sus puntos tienen idénticos alrededores.

En la Fig. 3a se muestra parte de una red espacial general. Como consecuencia de la regularidad en la distribución de los puntos que componen una red, la geometría esencial puede describirse por 3 vectores de la red, a, b y c (Fig. 3b). Estos vectores describen la

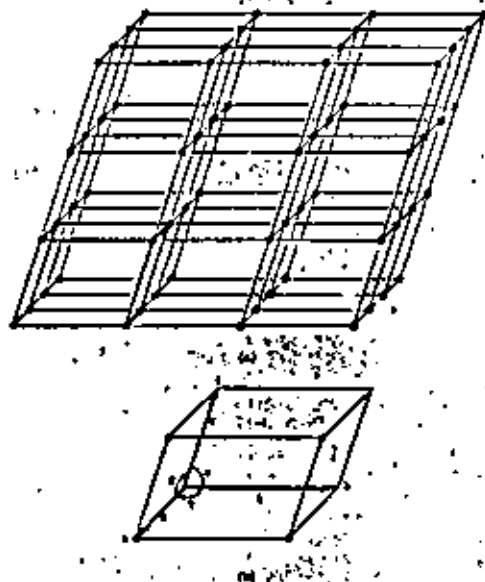


Figura 3 : a. parte de una red espacial, con celda unitaria en trazos gruesos, b. descripción de la celda unitaria en término de los vectores a , b y c . Las constantes de la red a , b y c , y los ángulos interaxiales α , β y γ se indican.

celda unitaria señalada con trazos más tenues en la esquina de la red espacial (Fig. 3a). La geometría de una red espacial o sistema cristalino, está completamente definida por las constantes de la red (longitud de los vectores) a , b , c y los ángulos interaxiales α , β y γ . Del total de 14 sistemas cristalinos existentes, sólo algunos poseen importancia para las estructuras metálicas. La Fig. 4 muestra 6 de las celdas unitarias que se presentan con mayor frecuencia en metales y aleaciones.

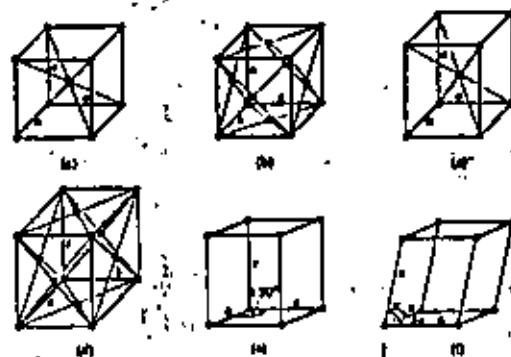


Figura 4 : Representación de las seis celdas unitarias más importantes en los metales. Las letras a , b y c representan las constantes de la red, a. cúbico a cuerpo centrado, b. cúbico a caras centradas, c. tetragonal a cuerpo centrado, d. ortorrómbico a caras centradas, e. hexagonal simple, f. romboédrico.

Es usual unir los puntos de la celda unitaria mediante líneas y describir la red espacial en función de la figura geométrica formada por dichas líneas. Por ejemplo, existen 3 distribuciones de puntos diferentes descritas por una red cúbica de ejes, esto es, por 3 ejes iguales formando entre sí ángulos rectos.

La red espacial cúbica simple (Cc), que sólo tiene puntos en las intersecciones de los ejes, no es importante en los metales. Sin embargo, la cúbica a cuerpo centrado (ccuc) y la cúbica a caras centradas (ccac) son muy corrientes en los metales y se representan en la Fig. 4a y 4b.

En los cristales cúbicos la constante de la red tiene el mismo valor " a " en las tres direcciones del cristal, pero en otros casos, como en los cristales ortorrómbicos, la constante de la red puede tener 3 valores diferentes a , b y c en las 3 direcciones del cristal.

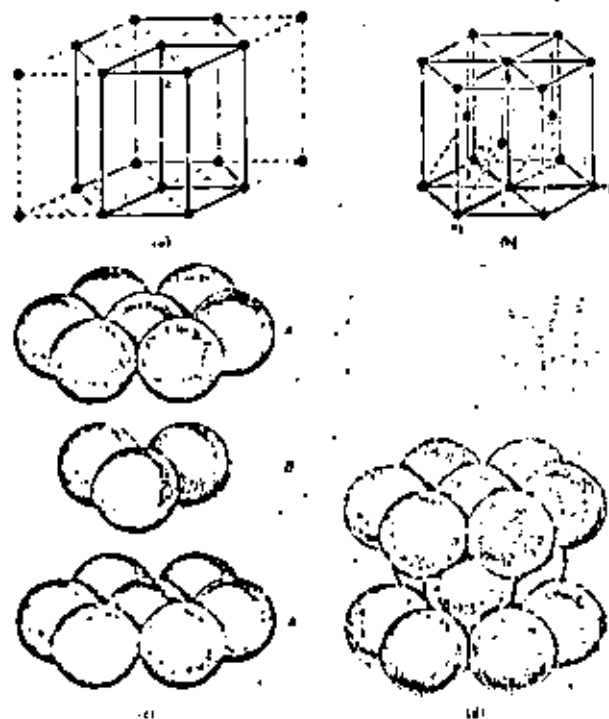


Figura 5 : Propiedades importantes de la estructura cristalina hexagonal compacta. a. estructura hexagonal simple, b. estructura hexagonal compacta, c. representación abierta del empaquetamiento de las esferas en la estructura hexagonal compacta, d. representación cerrada de la estructura hexagonal compacta

La red hexagonal compacta, característica del magnesio y de cierto número de otros metales puros, es un ejemplo similar de un grupo de átomos en los puntos de una red. La Fig. 5a muestra cómo una celda de simetría hexagonal puede concebirse dentro de un grupo de 4 celdas unitarias de la red hexagonal simple (Fig. 4e). Sin embargo, los átomos de magnesio no ocupan simplemente los puntos de la red espacial, sino también, las posiciones intermedias que se muestran en el esquema de la red cristalina hexagonal compacta (Fig. 5b).

En la tabla 1 se indican las estructuras cristalinas y los parámetros de algunos de los metales más comunes.

TABLA 1-1

Ejemplos de estructuras cristalinas.

Cúbico a cuerpo centrado	Hexagonal compacta
Cromo: $a = 2.88$	Cobalto: $c = 4.07, a = 2.51$
Hierro: $a = 2.87$	Magnesio: $c = 5.21, a = 3.21$
Molibdeno: $a = 3.15$	Titanio: $c = 4.68, a = 2.95$
Volframio: $a = 3.16$	Cinc: $c = 4.95, a = 2.96$
Cúbico a caras centradas	Tetragonal a cuerpo centrado
Aluminio: $a = 4.05$	Estañ: $c = 3.18, a = 5.83$
Cobre: $a = 3.62$	
Oro: $a = 4.08$	
Plomo: $a = 4.95$	
Níquel: $a = 3.52$	
Plata: $a = 4.09$	

la longitud de los ejes se da en Angströms

$$1 \text{ \AA} = 10^{-8} \text{ cm} = 10^{-10} \text{ m}$$

Alotropía o Polimorfismo.

Muchos de los elementos metálicos existen en formas cristalinas alternativas, que dependen de las condiciones externas de temperatura y presión. Este fenómeno se llama Alotropía o Polimorfismo. Bajo las condiciones normales de presión atmosférica, cada estado atómico de un metal existe en equilibrio durante un intervalo de temperaturas, como se muestra en el caso del hierro, en la Fig. 6. A temperaturas por debajo de 910°C , los átomos de hierro se encuentran en los puntos de una red espacial cúbica a cuerpo centrado. Si este hierro se calienta hasta temperaturas por encima de los 910°C , los

átomos de hierro se encuentran en los puntos de una red cúbica de caras centradas. Al calentar el hierro hasta una temperatura por encima de los 1400°C se produce un segundo cambio alotrópico. La fase cúbica de caras centradas se hace inestable y se transforma en una fase cúbica de cuerpo centrado.

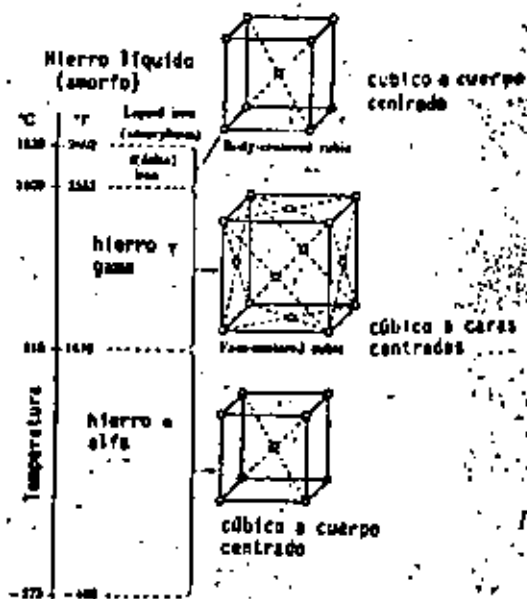


Figura 6 : Rangos de temperatura en los cuales las formas alotrópicas del hierro existen en condiciones de equilibrio.

Quando un metal cambia de un estado alotrópico a otro, ca si todas sus propiedades varían, pero el cambio de mayor importancia desde el punto de vista comercial es el descenso de solubilidad del carbono en el hierro sólido cuando éste cambia de la fase (CCc) a la fase (CCu). Este efecto es la base de los tratamientos térmicos del acero, principalmente de su templeado, y se estudiará con mayor detalle más adelante.

1.2 El efecto del calor sobre el metal.

En el párrafo anterior se mencionó la importancia de la variación de temperatura sobre la estructura cristalina de algunos metales. Se observó que por ejemplo el hierro pasa de una estructura a otra durante su calentamiento. Además del fenómeno de alotropía, existen otras interacciones entre calor, o sea temperatura, y comportamiento físico-químico de los metales, de los cuales mencionaremos algunos a continuación.

Difusión.

La difusión es un transporte de materia a través de la materia. El siguiente ejemplo explicará con mayor claridad este concepto. La cementación del acero es una técnica convencional para lograr un endurecimiento superficial y consiste en la exposición de una pieza de acero a una atmósfera carburante, o sea, capaz de depositar carbono en forma elemental en la superficie de la pieza a tratar. Aunque el acero se encuentre en forma sólida, el carbono depositado en su superficie penetra hacia el interior del material. Uno de los factores más importantes para la difusión de carbono en acero y también para cualquier tipo de difusión es la temperatura: a mayor temperatura, mayor difusión. En los manuales de Metalurgia Física o Ciencia de Materiales se menciona y explica la relación exponencial existente entre el coeficiente de difusión y la temperatura.

Las transformaciones alotrópicas del hierro y la formación de constituyentes como la perlita (ver capítulo 3) son fenómenos de transformación en estado sólido que requieren de un movimiento de átomos a través de la materia sólida o sea de una difusión. Es entonces de esperar que la temperatura jugará un papel de suma importancia en el estudio de las transformaciones en el acero, ya que es el primer parámetro de influencia sobre la difusión.

Termofluencia.

La termofluencia es una deformación de tipo plástica, o sea

no recuperable, que ocurre a temperaturas relativamente altas (superiores a aproximadamente la mitad de la temperatura del punto de fusión expresado en Kelvin) y bajo esfuerzos metálicos relativamente bajos. El problema de la termofluencia se presenta sobre todo en los aceros llamados refractarios, los cuales se utilizan a altas temperaturas y por lo tanto deben resistir al ataque de gases corrosivos (oxidación) y no puedan deformarse demasiado bajo la influencia de cargas mecánicas. Como se estudió en un curso previo sobre comportamiento mecánico de los materiales metálicos, la termofluencia tiene relación directa con fenómenos de difusión y entonces de calentamiento del material: con mayor temperatura, mayor tendencia a la termofluencia.

Transformación.

En el párrafo 1.3 se estudiarán con más detalle varias transformaciones en los materiales metálicos. Aquí nos limitaremos mencionando unos conceptos básicos termodinámicos de estabilidad, inestabilidad y metaestabilidad de los productos en vía de transformación. La Fig. 7 representa un equivalente mecánico que nos servirá para aclarar los conceptos antes mencionados.

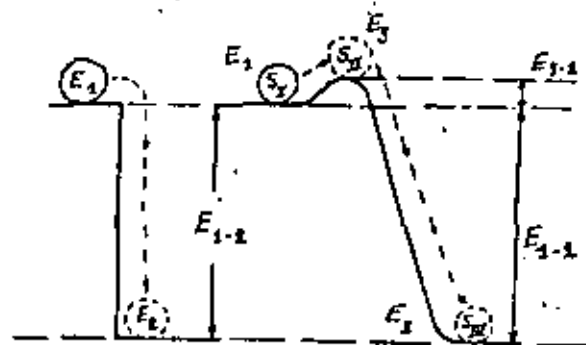


Figura 7: Representación esquemática por medio del equivalente mecánico de la transformación de fase en los materiales metálicos

En la parte izquierda de esta figura observamos una esfera 3 sobre la parte superior de un escalón. Esta esfera puede caer sobre el escalón inferior, liberando así una energía equivalente a la diferencia entre la energía que tenía antes de caer (E_3) y la energía que tiene después de su caída (E_2):

$$E_{1-2} = E_3 - E_2$$

En términos termodinámicos se podría decir que una estructura o configuración con energía libre E_1 puede transformarse en otra estructura con energía E_2 , si de esta manera se libera energía, o bien con otras palabras, si la reacción de transformación provoca una reducción de energía libre del sistema.

En la parte derecha de la misma figura observamos ahora un tercer nivel energético E_3 ligeramente superior al nivel E_1 . Para que ahora la esfera con energía E_1 pueda moverse hacia el estado energético E_2 , tendrá primero que subir hasta el nivel energético E_3 para luego bajar a E_2 . Una vez terminado este movimiento la liberación de energía será exactamente la misma como en el caso anterior, o sea E_{1-2} . La posición S_1 corresponde a un estado termodinámico metaestable ya que existe una configuración con menor energía, $S_{3.1}$. Sin embargo, no es posible pasar de un estado a otro sin proporcionar al sistema la energía necesaria para subir al nivel E_3 . Esta energía se representa en la figura por el símbolo E_{2-1} y es en realidad una energía de activación.

Para poder llevar una estructura de una configuración metaestable como la de S_1 a una configuración estable como la de $S_{3.1}$ se requiere una energía de activación. El estado S_2 con la esfera en la posición de máxima energía representa una configuración termodinámicamente inestable.

Los conceptos estructura o fase metaestable y estable y el concepto de energía de activación son sumamente importantes para el estudio de las transformaciones de los materiales metálicos, como por ejemplo para el estudio de la formación y descomposición del carburo de hierro: cementita (Fe_3C).

Es necesario enfatizar que un estado metaestable puede seguir existiendo durante un tiempo muy largo sin pasar a la estabilidad cuando no se proporciona la energía de activación. Esto explica por qué todos los aceros corrientes contienen el producto metaestable carburo de hierro, o sea, cementita.

1.3. Las transformaciones en el metal.

En los párrafos 1.1 y 1.2 se mencionaron ya las transformaciones debidas al polimorfismo de algunos materiales metálicos, de los cuales el hierro es el principal ejemplo. Otro tipo de transformación es el paso del estado líquido al estado sólido durante la solidificación. En los párrafos 2.3 y 2.4 se estudiarán con mayor detalle transformaciones de tipo precipitación.

Las transformaciones mencionadas sólo son algunas de una gran cantidad de posibles transformaciones. La gran mayoría de estos fenómenos está dirigido por efectos de difusión. Se necesita movimiento de átomos para que se puedan formar las nuevas fases y nuevas estructuras. En general, las nuevas fases empiezan a formarse en algunos puntos con dimensiones muy limitadas, llamados núcleos. El fenómeno de formación de los núcleos se llama nucleación. Una vez formados los núcleos, éstos tienen que crecer durante la fase llamada crecimiento de los núcleos.

El principal parámetro de influencia sobre el crecimiento de los núcleos es desde luego la temperatura, a través de su influencia sobre la difusión; sin temperatura, no hay difusión, no hay crecimiento.

La nucleación es un fenómeno sumamente complicado y dependiente de una gran cantidad de factores. Nos limitaremos aquí a la mención de los principales. El siguiente ejemplo nos ayudará: si vertemos agua mineral gaseosa en un vaso de vidrio, podemos observar la formación (nucleación) de burbujas de gas en las paredes del recipiente y eventualmente sobre la superficie de algún objeto sumergido. Esto nos indica que la nucleación es mucho más fácil sobre superficies ya existentes, que en el interior del líquido. Exactamente lo mismo ocurre durante las transformaciones metalúrgicas: los núcleos de la fase en formación aparecen primero en superficies ya existentes, las cuales, en los metales, son los límites de grano o sea zonas de contacto

entre los diferentes granos del material policristalino.

Estos conceptos de nucleación y crecimiento nos serán de gran utilidad para el estudio de las curvas de transformación de los aceros y para la interpretación adecuada de algunos procesos de recocido, templado y revenido, los cuales estudiaremos en capítulos siguientes.

1.4. La plasticidad del metal.

Quando un material metálico se somete a un esfuerzo mecánico, ocurre una deformación inicialmente elástica, la cual pasa luego a una deformación de tipo plástico no recuperable. Durante la deformación elástica existe generalmente una relación directa y proporcional entre:

El esfuerzo relativo:

$$\sigma = P / A$$

en donde σ es el esfuerzo expresado por ejemplo en kg/mm^2

P = la carga aplicada (p. ej. en kg).

A = área de la probeta (p. ej. en mm^2), y

la deformación relativa:

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0}$$

en donde l_0 = longitud original de la muestra

l = longitud de la muestra deformada elásticamente.

Esta relación se expresa como sigue:

$$\sigma = E \epsilon$$

en donde E es el módulo elástico o módulo de Young, cuya dimensión es la misma como la del esfuerzo, o sea fuerza entre área (p. ej.: kg/mm^2).

El módulo elástico es una propiedad muy importante que representa la resistencia del material contra la deformación elástica. Para deformar elásticamente un material con alto módulo elástico se requiere un esfuerzo importante, mientras que un esfuerzo menor será

suficiente para deformar elásticamente un material con módulo elástico bajo. El orden de tamaño de los valores del módulo de Young de las aleaciones comerciales se da en la tabla 2 y se aprecia que cubren un amplio intervalo. Puesto que, generalmente, la deflexión de un miembro sometido a tensión es inversamente proporcional al valor E del material empleado, es posible hacer 7.5 veces menor la deflexión para una tensión dada si se emplea molibdeno en lugar de magnesio.

Tabla 1-2

PROPIEDADES ELÁSTICAS DE ALGUNOS METALES Y ALEACIONES FERROALEATORIAS

Material	Módulo de Young E a 20°C (N/m²)		Coeficiente de temperatura $\frac{dE}{dT}$ en el intervalo 0-500°C	
	N/pulg²	kg/cm²	N/pulg²/°C	kg/cm²/°C
Aluminio	10 x 10 ¹⁰	7 x 10 ¹⁰	-4.4 x 10 ⁴	-3.1
Acero	27 x 10 ¹⁰	20 x 10 ¹⁰	-2.8 x 10 ⁴	-2
Cobalto	20 x 10 ¹⁰	21.1 x 10 ¹⁰	-7.4 x 10 ⁴	-5.3
Cromo	16 x 10 ¹⁰	11.3 x 10 ¹⁰	-5.5 x 10 ⁴	-3.9
Hierro	20 x 10 ¹⁰	21.1 x 10 ¹⁰	-8.0 x 10 ⁴	-5.6
Níquel	2.8 x 10 ¹⁰	1.5 x 10 ¹⁰	-2.7 x 10 ⁴	-1.9
Molibdeno	3.3 x 10 ¹⁰	4.1 x 10 ¹⁰	-7.4 x 10 ⁴	-5.3
Plata	17 x 10 ¹⁰	13 x 10 ¹⁰	-8.2 x 10 ⁴	-5.8
Titanio	20 x 10 ¹⁰	21.1 x 10 ¹⁰	-10 x 10 ⁴	-7
Cromo	10 x 10 ¹⁰	10 x 10 ¹⁰	-6.0 x 10 ⁴	-4.3
Tungsteno	18 x 10 ¹⁰	13.5 x 10 ¹⁰	-10 x 10 ⁴	-7
Vanadio	10 x 10 ¹⁰	10 x 10 ¹⁰	-6.0 x 10 ⁴	-4.3
Cuero sintético (10 C, 90% Co 10%)	100 x 10 ¹⁰	70.3 x 10 ¹⁰	4.7 x 10 ⁴	3.3
Aluminio 10% Zn, 0.1% Mg, 0.1% Cu, 0.1% Ni, 0.1% Mn, 0.1% Fe	24 x 10 ¹⁰	18.8 x 10 ¹⁰	0	
Invar (Ni 36%, al resto Fe)	21 x 10 ¹⁰	14.7 x 10 ¹⁰	+10 x 10 ⁴	
Ni-Span-C (Ni 42%, Cr 12%, Ti 2.5%, al resto Fe)	27 x 10 ¹⁰	19 x 10 ¹⁰	0	

No se conoce ningún método para incrementar de forma apreciable el módulo de Young de un material dado, pues E sólo varía sensiblemente en presencia de texturas (orientación preferencial de los granos) o modificando mucho la composición. Por consiguiente, si una varilla de acero, de un tamaño dado, experimenta una deflexión excesiva bajo carga, dicha deflexión no se puede reducir por tratamiento térmico o por empleo de un acero aleado corriente. Por otra parte, el valor de E se puede disminuir en cierta medida a causa de endurecimiento

por precipitación, descomposición eutectoide, deformación en frío u alteraciones que produzca tensiones internas en la aleación. El aumento de la temperatura de trabajo también tiende a disminuir el módulo de elasticidad, como muestra la Fig. 8. Este efecto de la temperatura puede ser de importancia en dispositivos como los tubos de Bourdon y en los muelles de precisión. En estos casos, se utilizan aleaciones especiales con coeficiente de temperatura dE/dT pequeños, por ejemplo de los tipos Elinvar y Ni-Span-C (Tabla 2).

La Fig. 9 representa una curva típica esfuerzo-deformación para un acero de bajo carbono como por ejemplo un 1020. Observamos en la parte izquierda el comportamiento elástico del material el cual se deforma proporcionalmente con el esfuerzo y el modo recuperable. Sin embargo, si rebasamos el valor llamado límite elástico, empieza una deformación no recuperable y sin relación directa con el esfuerzo aplicado. Se trata de la deformación plástica. En el caso de la Fig. 9 se observa en primer lugar una reducción del esfuerzo al iniciarse una región de deformación sin aumento de esfuerzo, la cual se denomina deformación de Lüders y se discutirá más adelante. Después de la deformación de Lüders es necesario aumentar el esfuerzo aplicado para seguir deformando plásticamente el material, lo que se debe a un fenómeno de endurecimiento de la aleación. Una vez alcanzado el valor máximo, el esfuerzo aparente disminuye y lleva finalmente a la fractura del material. En realidad el esfuerzo efectivo (carga/área real) no disminuye, sino que sigue subiendo hasta el momento de la fractura. Sin embargo, es costumbre en Ingeniería utilizar los esfuerzos ingenieriles (carga relativa al área original de la probeta), lo que provoca la desviación mencionada.

El límite elástico de los materiales es un dato tecnológico de suma importancia para el diseño, porque en la práctica no se permite rebasar este valor, ya que eso conduciría a una deformación plástica, irrecuperable del material, con pérdida de tolerancia y otros problemas. Uno de los principales objetivos de los tratamientos térmicos es precisamente la elevación del límite elástico.

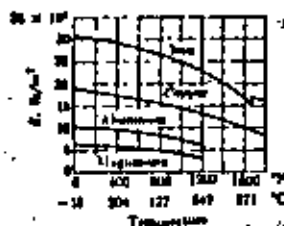


Figura 8 : Efecto de la temperatura sobre el valor del módulo de Young para diferentes metales puros

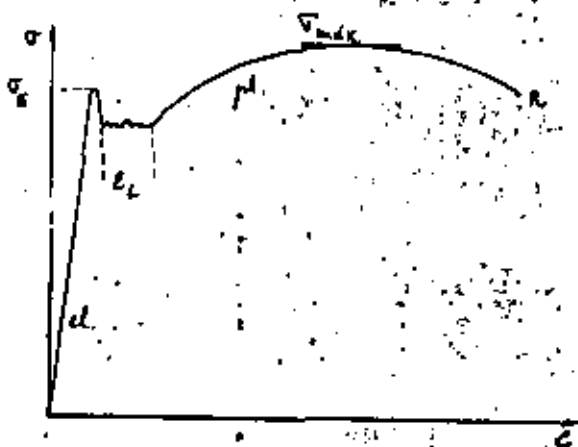


Figura 9 : Representación esquemática de una curva esfuerzo (σ) deformación (ϵ) para un acero de bajo carbono

Este proceso de aumentar la resistencia del material a la deformación plástica es lo que se entiende por endurecer o endurecimiento. Para estudiar los principales métodos de endurecimiento de aleaciones metálicas, es preciso conocer primero el mecanismo de la deformación plástica.

Para estudiar este fenómeno, consideremos primero el contraste en resistencia mecánica entre los siguientes cristales metálicos, ambos en la condición metalúrgica blanda. Se entiende por resistencia mecánica efectiva el valor del esfuerzo que provoca la aparición de la deformación plástica.

Tipo de cristal	Resistencia mecánica efectiva	
	lb/plg ²	kg/cm ²
"Barbas" metálicas	1,000,000.	700
Monocristales ordinarios	100 a 1000	0.07 a 0.7

Las barbas (inglés: whiskers) son filamentos de adio 10-4 plg. (2.5 10⁻⁴) de diámetro aproximadamente que se pueden producir en condiciones especiales. Se sabe que las barbas son cristales perfectos y su resistencia mecánica es la que se puede esperar de tal tipo de red cristalina, después de efectuar cálculos teóricos, como los que se describen en los cursos de Metalurgia Mecánica. Por lo tanto, los metales deberían ser muy resistentes y la pregunta a contestar es: ¿porqué son tan débiles los metales ordinarios, o sea comerciales?. La respuesta se encuentra en la existencia, en las estructuras cristalinas, de defectos muy extendidos llamados dislocaciones.

La Fig. 10 muestra esquemáticamente un tipo de dislocación una dislocación de borde, en una red cúbica con átomos en los puntos de la red. En la Fig. 10a se señala, mediante una línea convencional de dislocación, la ubicación en el interior de un cristal de una dislocación típica del tipo de borde, y se puede apreciar que la estructura cristalina es regular excepto en las proximidades de la dislocación.

La Fig. 10b muestra cómo una dislocación puede producir la deformación permanente de una red cristalina por la acción de una fuerza

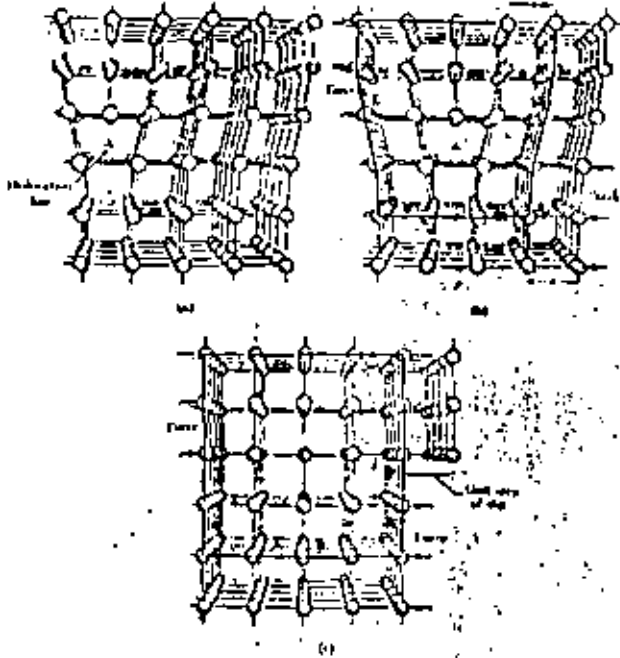


Figura 10 : Representación esquemática del movimiento de una dislocación : de a a c, la dislocación se mueve de la izquierda hacia la derecha y sale finalmente a la superficie. También se ilustra el concepto de Vector de Burgers en b.

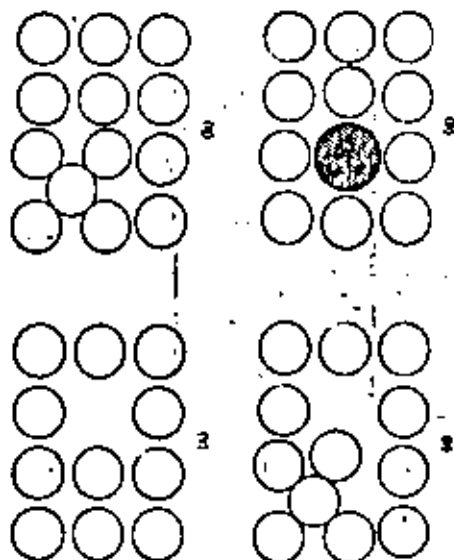
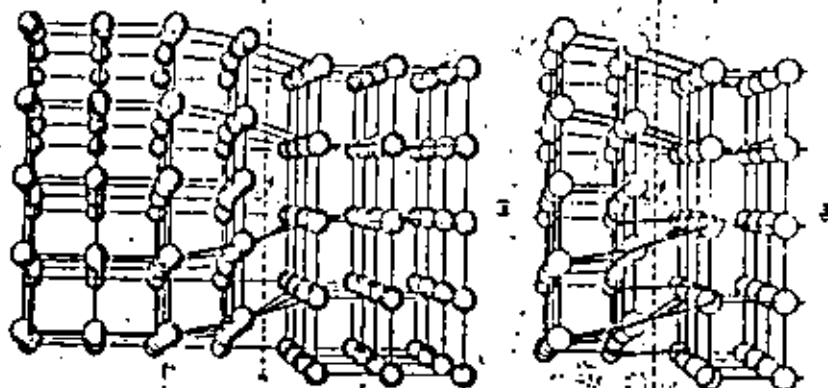
se relativamente pequeña. Cuando una fuerza tiende a cizallar la parte superior del cristal hacia la derecha, según se muestra, el plano de átomos, situado por encima de la dislocación, puede establecer fácilmente enlaces con el plano de átomos interior situado a su derecha, con el resultado de que la dislocación se desplace un espacio reticular. La distribución atómica es nuevamente similar a la configuración inicial, y de esta forma, puede repetirse el deslizamiento de los planos atómicos. Para producir este movimiento paso a paso de una dislocación es necesario solamente una fuerza igual a una milésima parte de

la requerida para producir el cisallamiento de una estructura cristalina perfecta. La Fig. 10c muestra la deformación permanente final que se produce en la estructura cristalina, cuando la dislocación alcanza la superficie del cristal. Si a lo largo de un mismo plano de deslizamiento se traslada sucesivamente un gran número de dislocaciones, la deformación acumulada se hace visible en forma de "bandas de deslizamiento".

A temperaturas ordinarias la deformación plástica ocurre fácilmente por el mecanismo de deslizamiento descrito en el párrafo anterior. Como visto, este deslizamiento corresponde en realidad a un corrimiento de dislocaciones. Las restricciones inherentes a este mecanismo son: en primer lugar, que los procesos de deslizamiento se producen sólo en ciertos planos específicos del cristal, llamados planos de deslizamiento. En segundo lugar, que una tensión mínima, la tensión tangencial crítica, ha de actuar para producir este deslizamiento. Este esfuerzo tangencial crítico corresponde, a través de algunos cálculos geométricos, al límite elástico, ya mencionada en párrafos anteriores.

Cada sistema cristalino presenta entonces planos específicos y direcciones específicas para el deslizamiento. Cada combinación de plano y dirección de deslizamiento proporciona al material un llamado sistema de deslizamiento. Consecuencia de esto, es que metales conteniendo una gran cantidad de sistemas de deslizamiento con buena distribución en el espacio presentan una gran facilidad para ser deformados plásticamente. Esto es el caso para todos los metales con estructura cúbica a caras centradas, como por ejemplo: Cu, Pb, Al, Ni, y el hierro en su fase γ cúbica a caras centradas. Las demás estructuras cristalinas usuales en los materiales metálicos (ver Tabla 1) no contienen tantos sistemas de deslizamiento adecuados y bien orientados, de modo que la deformación plástica de aquellos materiales es bastante difícil. Esto explica la tendencia a la fragilidad (fractura con poca deformación plástica previa) de algunos materiales, como por ejemplo el acero a baja temperatura, ya que la fase alfa del acero es cúbica a cuerpo centrado.

Figuras adicionales sin número



Representación esquemática en dos dimensiones de cuatro tipos de defectos de punto: a. vacante, b. átomo intersticial, c. defecto tipo Frenkel: vacante + intersticial, d. átomo de impureza (disuelto por sustitución)

Relación entre dislocación de borde y de hélice
 a. conversión de una dislocación de borde a una de hélice, b. vista a lo largo de S-0 mostrando la superficie en espiral alrededor de la dislocación de hélice

En una publicación anterior con el título: "Comportamiento mecánico de los materiales metálicos" se describe con mayor detalle los fenómenos de deformación plástica, termofluencia y fractura. No cabe dentro del temario del presente curso estudiar más a fondo la plasticidad de los metales.

1.5 La dureza del metal y el endurecimiento.

Después de haber estudiado en el párrafo 1.4 los mecanismos básicos de la deformación de los metales, nos dedicaremos ahora a determinar las posibilidades de endurecimiento de los materiales metálicos, con el fin de aumentar el límite elástico, lo que nos permitirá utilizar secciones más delgadas en los diseños, ya que los materiales aguantarán mayor carga y así podremos ahorrar materia prima y masa, que tiene gran importancia en equipos dinámicos.

En primer lugar, se necesita una aclaración del concepto endurecimiento. Este concepto se refiere a aumentar la dureza y esta última es, como ya se mencionó, la resistencia a la deformación plástica. Hay que enfatizar que la resistencia a la deformación elástica depende del módulo elástico solamente (ver inicio del párrafo 1.4).

El mecanismo básico de la deformación plástica es el corrimiento de las dislocaciones. Por lo tanto, para reducir la deformación, trataremos de reducir el corrimiento mencionado, poniendo obstáculos en la estructura cristalina. Estos obstáculos serán en su mayoría defectos cristalinos introducidos precisamente con el fin de lograr un endurecimiento. La tabla 3 representa en forma general los mecanismos de endurecimiento basados en la presencia de defectos estructurales, los cuales se clasifican en la primera columna según su dimensión geométrica: dimensión 0, defectos de punto; dimensión 1; defectos de línea; dimensión 2; defectos de superficie; dimensión 3; defectos de volumen. En la segunda columna se menciona el nombre de cada uno de los defectos seguido por el tipo de endurecimiento que producen y finalmente se da un ejemplo práctico de aplicación de este mecanismo de endurecimiento.

TABLA 1.3

TABLA GENERAL DE LOS MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO DE LOS MATERIALES METALICOS

Dimensión geométrica del defecto	Denominación del defecto estructural	Tipo de endurecimiento	Ejemplo
0 (de punto)	vacancias	sólo de interés teórico	materiales templados o irradiados
	átomos intersticiales : - propios	por irradiación	-elementos mecánicos de reactores nucleares
	- ajenos átomos sustitucionales - ajenos	por solución sólida	aleaciones Fe-C (acero) Cu-Ni (Monel)
1 (de línea)	dislocaciones (su concentración aumenta con la deformación en frío)	por deformación en frío (acritud)	materia) "cold-rolled"
2 (de superficie)	límites de grano (o de fase) - de ángulo pequeño (sublímites de grano)	por poligenización (después de recocido controlado de material deformado en frío)	algunas láminas de acero
	- de ángulo grande	por afinó de grano	aceros de alta resistencia y baja aleación (ARBA, HSLA)
3 (de volumen)	segunda fase (no es realcente defecto)	por segunda fase (aleaciones multifásicas)	latón α + β (Zr : 38%)
	precipitación (segunda fase con formación controlada)	por precipitación	duraluminio (Al-Cu, Al-Mg, Si)
	dispersión (lacnologíaes especiales)	por dispersión (partículas ajenas)	aleaciones refractarias aceros ARBA

TABLA 1.3 (continuación)

	descomposición eutectoide (martensita, bainita,....)	complejo (dislocaciones, segun de fase,....)	aceros templados
	reacción de difusión	por dispersión	oxidación interna de Cu-Al
	solución ordenada	por ordenación	aleación Co-Pt Au-Cu (18 quilates)
Procedimientos adicionales	anisotropía	por textura	lámina para transformador élabes de turbina
	fenómeno puramente mecánico	por configuración de esfuerzos	sólo en pruebas de laboratorio

Los tratamientos térmicos de los materiales metálicos sólo tienen influencia sobre algunos mecanismos de endurecimiento, a saber los siguientes:

- endurecimiento por deformación en frío: un recocido puede eliminar el endurecimiento (acritud) y permitir seguir deformando el material. Este recocido se aplica por ejemplo entre varios pasos de laminación en frío.

- endurecimiento por poligonización: este tipo de endurecimiento no es muy usual, pero puede aumentar la dureza de un material por un ligero recocido después de una deformación en frío de pequeña magnitud. La poligonización consiste en la formación de una subestructura compuesta de un gran número de subgranos de gran tamaño del grano.

- endurecimiento por afino de grano: un recocido de recristalización y también el clásico normalizado de acero puede transformar la estructura granular de un material a una de menor granulometría. Los aceros de alta resistencia y baja aleación son aceros con grano sumamente fino, estructura que se logra por efectos de aleación y de tratamientos termomecánicos especiales que se estudiarán más adelante.

- endurecimiento por precipitación: este tipo de endurecimiento se estudiará en el capítulo 2. Se trata de la precipitación controlada de una segunda fase en la matriz de la primera con el fin de lograr una distribución óptima, la cual permite lograr el máximo endurecimiento.

- endurecimiento por dispersión: el problema de las partículas endurecedoras precipitadas en el método anterior es que, cuando el material se usa a mayor temperatura, ocurre una disolución y/o crecimiento de las partículas con la pérdida de dureza correspondiente. Para evitar este problema (termofluencia) se utilizan partículas ajenas a la matriz, las cuales no puedan ni disociarse, ni disolverse, ni difundir para formar partículas con mayor diámetro. Es

muy difícil lograr una buena dispersión y se necesitan tecnologías bastante especiales, las cuales no estudiaremos en el presente curso.

- endurecimiento por reacción martensítica: la reacción martensítica no solamente ocurre en los aceros sino también en varias aleaciones y metales no ferrosos. En el capítulo 3 se estudiará con bastante detalle la transformación martensítica del acero, base de su tratamiento térmico. Cualquier tipo de martensita resulta ser una estructura sumamente dura debido a la enorme cantidad de dislocaciones en los granos de la martensita.

Se mencionan también otros tipos de endurecimiento como por textura y por configuración de esfuerzos (por ejemplo entalladura), los cuales no se estudiarán en el presente curso breve de tratamientos térmicos.



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

CAPITULO II

TRATAMIENTOS TERMICOS DE ALEACIONES NO FERROSAS

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

JUNIO, 1982

CAPITULO II

TRATAMIENTO TERMICO DE ALEACIONES NO FERROSAS.

INDICE

2. Tratamiento térmico de aleaciones no ferrosas	2-1
2.1 El diagrama de equilibrio y su aplicación	2-1
2.2 La solubilidad reducida y su consecuencia	2-12
2.3 El control de la precipitación	2-15
2.4 El envejecimiento	2-17
2.5 Aplicaciones a los materiales no ferrosos	2-21
2.5.1 Aleaciones de aluminio:	2-21
2.5.2 Aleaciones de níquel	2-24
2.5.3 Tratamientos térmicos de las aleaciones de cobre	2-24
2.5.3.1 Recocido de las aleaciones de cobre	2-26
2.5.3.1.1 Recocido de homogenización	2-26
2.5.3.1.2 Recalentamiento para trabajo en caliente	2-28
2.5.3.1.3 Recocido después de deformación	2-32
2.5.3.1.4 Recocido de alivio de esfuerzos	2-33
2.5.3.1.5 Recocido de restablecimiento de la estructura de equilibrio f-g	2-37
2.5.3.2 Templado y revenido	2-37
2.5.3.2.1 Aleaciones cobre-aluminio	2-38
2.5.3.2.2 Caso de los bronceas	2-46
2.5.3.2.3 Casos de los latones	2-46
2.5.3.3 Templado para variación de solubilidad de un constituyente en estado sólido	2-46
2.5.4 Tratamientos térmicos de las aleaciones de magnesio	2-50
2.5.4.1 Principales aleaciones de magnesio	2-50
2.5.4.2 Tratamientos de homogenización	2-52
Tratamientos de precipitación o revenido	2-55
Tratamientos de alivio de esfuerzos para piezas deformadas	2-58
Equipo y práctica de los tratamientos	2-58
2.5.5 Endurecimiento por precipitación de aleación ferrosas	2-62

Tratamiento térmico de aleaciones no ferrosas.

2.1 El diagrama de equilibrio y su aplicación.

Los diagramas de equilibrio (diagrama de fases) estudian las relaciones existentes en el equilibrio de las fases de metales y aleaciones. Los átomos pueden combinarse y formar una fase gaseosa, una fase líquida o una fase sólida y naturalmente, las propiedades de estas fases influyen de manera importante sobre las de una aleación determinada. Sin embargo, el comportamiento de una aleación depende también de la forma en que dichas fases están relacionadas entre sí. Una aleación compuesta por dos fases sólidas, por ejemplo, puede poseer una variedad de propiedades dependientes de la estructura formada por estas dos fases. Dos ejemplos del uso comercial de los cambios estructurales nos ayudarán a ilustrar este punto.

Contrariamente a la creencia general, el acero es útil no por ser duro, sino por ser duro y blando. Existen numerosas sustancias tan duras y aún más que el acero, pero es tan difícil como almacenar un hipotético solvente universal, el dar formas útiles a estos cuerpos resistentes a la deformación.

En relación con los aceros, este problema es de poca importancia por las siguientes razones. El acero, a temperatura ambiente, es una mezcla de cristales de ferrita y cementita (ver párrafo 3.1), y la aleación es lo suficientemente blanda como para que se le pueda labrar mediante operaciones de plegado y prensado. Sin embargo, después de haberle dado la forma necesaria, se puede provocar cambios de fase en el acero blando que le hacen extremadamente duro. Estos cambios incluyen una tercera fase sólida, producida por el calentamiento, y su posterior descomposición durante el temple. El diagrama de equilibrio o diagrama de fase hierro-carbono, que se estudia en el capítulo 3, es la base de los tratamientos térmicos que ablandan y endurecen el acero.

Las aleaciones aluminio-cobre ofrecen un segundo ejemplo de cambio en la estructura cristalina que afectan radicalmente a las propiedades mecánicas. Al igual que los aceros, las aleaciones a base de aluminio con contenidos de cobre de aproximadamente 5% son blandas y dúctiles en algunos estados, por ejemplo en presencia de cristales de las fases γ y θ . Estas fases se estudiarán en el presente párrafo. Después de ser sometidas a operaciones de manufactura la aleación puede endurecerse mediante cambios de fase, o sea, transformación. En el presente caso, los cambios consisten en disolver por calentamiento la fase θ y, más tarde, precipitar de nuevo esta en forma finamente distribuida (endurecimiento por precipitación).

Soluciones sólidas.

Según la naturaleza de los dos metales de los que se trata, pueden presentarse diversos tipos de equilibrio binario. Hay, además, diferentes clases de comportamiento y reacciones de estado sólido que pueden combinarse en un sólo diagrama de dos componentes. El diagrama hierro-carbono es un ejemplo importante de estas complejas reacciones. afortunadamente, la interpretación, incluso del diagrama más complicado, es a veces más difícil que la comprensión de cada uno de los tipos de comportamiento de las aleaciones que dicho diagrama incluye. Nos encontramos entonces con la tarea de aprender a analizar las reacciones típicas de los diagramas y, a este propósito, se han elegido diagramas especialmente sencillos de dos componentes, cada diagrama conteniendo sólo un tipo de reacción.

Tipos de fases sólidas.

Los metales puros constituyen el ejemplo más sencillo de fase sólida, pero existen otros tipos diferentes de fases que se encuentran comúnmente en los sistemas metalúrgicos. Cuando en un metal sólido se disuelve un segundo elemento, la fase resultante se llama solución sólida, por analogía con las familiares soluciones acuosas, como las de azúcar en el agua. Sin embargo, un átomo de soluto puede ocupar dos tipos diferentes de posición en la red del metal matriz (solventes), como se muestra en la Fig. 2.1. Si los átomos son de tamaño

aproximadamente igual, el átomo disuelto sustituirá al azar a uno de los átomos de la red cristalina de la matriz (Fig. 2.1a). Este tipo de estructura se llama solución sólida de sustitución.

Por otro lado, hay unos pocos átomos relativamente pequeños que pueden acomodarse en los intersticios existentes entre los átomos de la matriz (Fig. 2.1b) y que forman una solución sólida de interstición o intersticial. A continuación se darán ejemplos de estos dos tipos de solución sólida y se observará que no existe una delimitación clara entre un metal puro y su solución sólida.

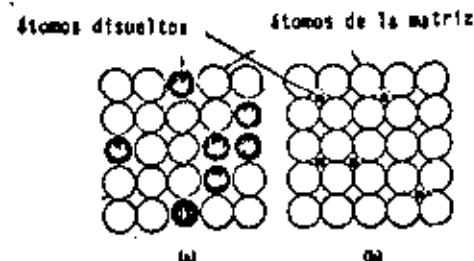


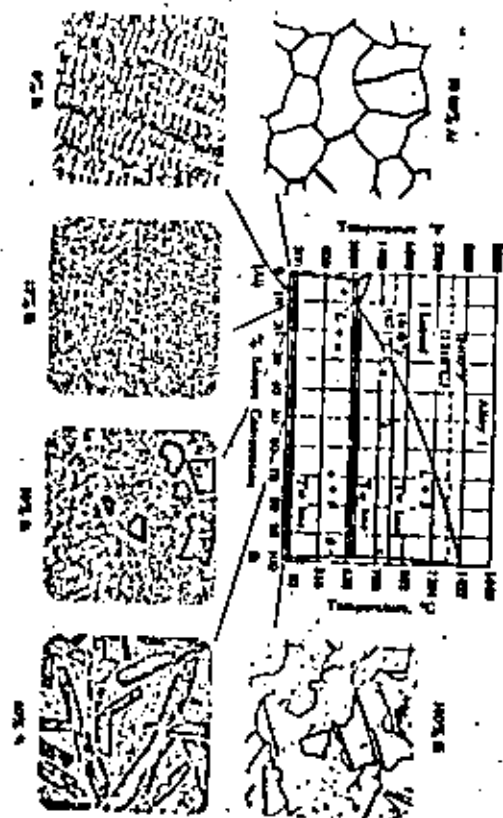
Figura 2.1 : Dos tipos diferentes de fase de solución sólida :
 a. solución sólida por sustitución
 b. solución sólida intersticial

Quando a un metal determinado se le añade un elemento de aleación en cantidad tal que se sobrepasa el límite de solubilidad al estado sólido, además de la solución sólida aparece una segunda fase. Esta segunda fase puede ser una solución sólida (primaria) del elemento de aleación. El sistema aluminio-silicio (Fig. 2.2) es un ejemplo de este comportamiento. Cuando se sobrepasa la solubilidad del aluminio para el silicio aparece la fase β , rica en silicio, en unión de la fase α , rica en aluminio. Más a menudo, la segunda fase que aparece es una fase intermedia, como el compuesto intermetálico Mg_2Pb que aparece en el diagrama plomo-magnesio de la Fig. 2.3.

Mencionaremos en resumen las diferentes fases, aparte de la gaseosa, que pueden aparecer en sistemas de 2 componentes, llamados sistemas binarios:

- Fase líquida: en general 2 metales líquidos pueden disolverse completamente uno en el otro en estado líquido. Sin embargo, existen algunas excepciones como por ejemplo: plomo-hierro (ninguna solubilidad en estado líquido) y cobre plomo (solubilidad reducida en estado líquido). La facultad de los metales de mezclarse en estado líquido se aprovecha en la tecnología para preparar las aleaciones.
- Metal puro: en realidad, cuando una aleación se compone de varios metales, pocas veces aparece uno de ellos en estado puro, ya que siempre existe una aún ligera solubilidad. Es mucho más usual encontrar:
- Soluciones sólidas: como se estudió en el párrafo anterior, se trata de mezclas a escala atómica de 2 o más elementos metálicos. La solubilidad de uno en otro puede ser o bien ilimitada, o sea de 0 a 100% de modo continuo, como por ejemplo en el sistema cobre-níquel, o bien con solubilidad limitada, como en la mayoría de los sistemas, por ejemplo: Fe-C, Cu-Zn, Al-Si, etc... La segunda fase que aparece cuando se sobrepasa el límite de solubilidad puede ser:
 - Compuesto intersticial: se trata de compuestos químicos con fórmulas exactas como por ejemplos: carburo de hierro (Fe_3C), carburo de tungsteno (WC), etc., los cuales tienen durezas y puntos de fusión elevados y son útiles en los aceros y carburos cementados.

Figura 2.2 : El sistema de equilibrio Al-Si con algunas de las microestructuras que aparecen a temperatura ambiente [aumento de aproximadamente 40 x]



1. The first part of the document discusses the importance of maintaining accurate records of all transactions and activities. It emphasizes that this is crucial for ensuring transparency and accountability in the organization's operations.

2. The second part of the document outlines the various methods and tools used to collect and analyze data. It highlights the need for consistent data collection procedures and the use of advanced analytical techniques to derive meaningful insights from the data.

3. The third part of the document focuses on the role of technology in data management and analysis. It discusses how modern software solutions can streamline data collection, storage, and processing, thereby improving efficiency and accuracy.

4. The fourth part of the document addresses the challenges associated with data management, such as data quality, security, and privacy. It provides strategies to mitigate these risks and ensure that the data remains reliable and secure throughout its lifecycle.

5. The fifth part of the document concludes by summarizing the key findings and recommendations. It stresses the importance of ongoing monitoring and evaluation to ensure that the data management processes remain effective and aligned with the organization's goals.

- Fases intermedias; estas fases con fórmula aproximada y rango amplio de composición. En el diagrama hierro-oxígeno, base para el estudio de los fenómenos de oxidación de los metales ferrosos, aparecen entre el hierro y el oxígeno 3 fases intermedias con fórmula aproximada FeO , Fe_2O_3 y Fe_3O_4 .

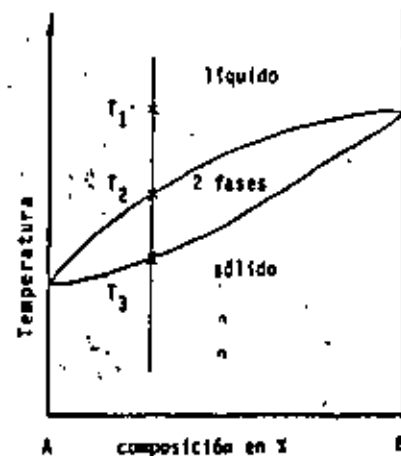
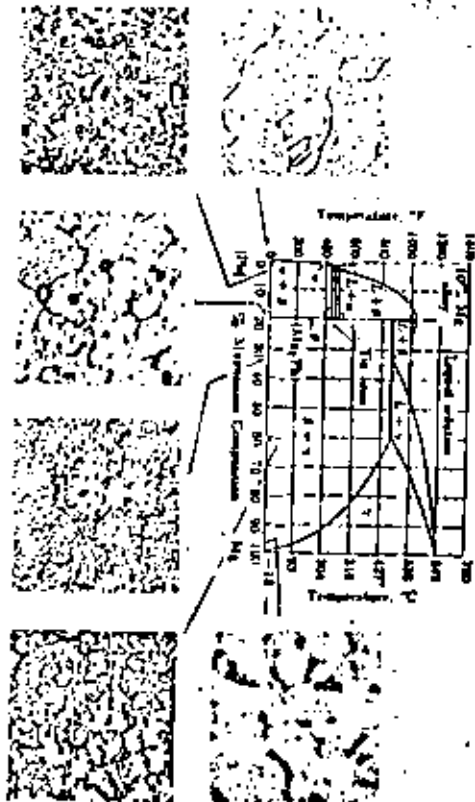


Figura 24 : Representación simplificada de un diagrama de solubilidad total en estado líquido y sólido (ver texto)

La Fig. 2.4 representa esquemáticamente el diagrama de equilibrio más sencillo en el cual aparece una solubilidad total en estado líquido (ver parte superior, denominada "líquido") y una zona de solubilidad total en estado sólido (ver parte inferior, denominada "sólido"). Entre ambas zonas de una sola fase (zonas monofásicas) aparece una zona de coexistencia de 2 fases, una líquida y una sólida (zona bifásica). Estudiaremos el enfriamiento de una aleación con composición C, indicada en el diagrama, enfriándola desde la temperatura T_1 en la zona líquida. Hasta que la temperatura alcance T_2 , tenemos únicamente una sola fase líquida. En el intervalo entre T_2 y T_3 exist

Figura 23 : El sistema de equilibrio Pb-Mg ilustrando la división del diagrama en dos secciones independientes debido a la presencia de un compuesto intermedio de fusión congruente (Mg_2Pb). Se representan también las microestructuras en estado de colado con un aumento de aproximadamente 40 x.



te al mismo tiempo una fase líquida, o sea el fenómeno de la solidificación, al cual lógicamente no puede ser instantáneo, sino que requiere algún tiempo, función de la cantidad de material a solidificar y de factores térmicos. Apartir de la temperatura T3 desaparece la fase líquida y se conserva únicamente una fase sólida con composición C. Hay que fijarse bien en el hecho que la solidificación ocurre en un intervalo de T2 a T3 y no a una sola temperatura como en el caso de los metales puros. Para mayor información referente a este tipo de sistemas nos referiremos a la literatura correspondiente.

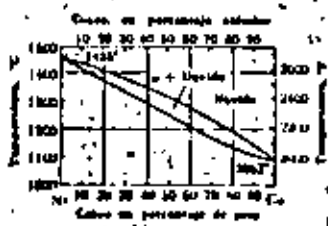


Figura 2.5 : Diagrama de equilibrio Cu-Ni, ejemplo clásico de un sistema con solubilidad total, tanto en estado sólido como líquido.

La Fig. 2.5 representa el diagrama de equilibrio cobre-níquel, ejemplo típico de un diagrama con solubilidad total tanto en estado sólido como líquido. Aunque relativamente son pocos los sistemas de aleaciones como el cobre-níquel, casi todos los diagramas de equilibrio presentan ciertas regiones de solubilidad sólida en relación con otros tipos de estructuras de aleación.

Sistemas eutécticos.

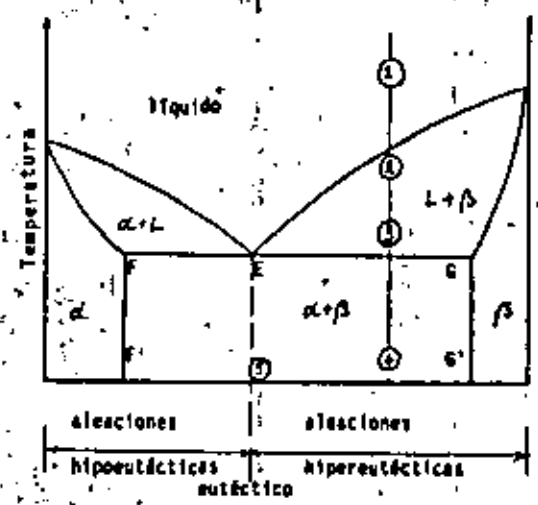


Figura 2.6 : Representación simplificada de un sistema con eutéctico, entre dos fases de solución sólida (ver explicación en el texto)

La Fig. 2.6 es una representación generalizada de un diagrama de equilibrio eutéctico en el que intervienen los metales A y B. observamos un campo de fase líquida situada por encima de las líneas de líquido, campos de fase sólida (la fase α y la fase β) situadas por debajo de la línea de sólidos, campos de fase que contienen tanto líquidos como sólidos y que están situados entre las líneas de líquidos y de sólidos y finalmente, observamos una zona bifásica α+β, situada entre las zonas de solución sólida α y β. Para facilitar la comprensión del diagrama los límites entre las zonas α, α+β y β se representaron por las líneas verticales FF' y GG' lo que correspondería a una solubilidad independientemente de la temperatura. En el párrafo 2.7 estudiaremos la solubilidad reducida, dependiente de la temperatura y sus consecuencias.

La línea horizontal eutéctica FEU es la principal característica de este tipo de diagrama. La ecuación básica de la reacción

eutéctica en enfriamiento es:

Líquido eutéctico = solución sólida α + solución sólida β , donde la composición de las fases α y β está dada por las abscisas de los extremos de la horizontal eutéctica FyG . Esta reacción se produce a la temperatura de la horizontal eutéctica e incluye líquido de composición eutéctica E . A partir del momento en que el líquido eutéctico se ha enfriado hasta la temperatura eutéctica, las dos fases sólidas (las soluciones sólida alfa y beta) comienzan a formarse simultáneamente en la en la aleación líquida. Si la aleación eutéctica tiene exactamente la composición eutéctica E , la transformación líquido sólido ocurre a una sola temperatura (la eutéctica), como si fuera un metal puro. Una aleación con composición entre los puntos F y E empieza su solidificación con la formación de cristales de solución sólida α mientras que una aleación entre E y G empieza con cristales β , ambas aleaciones terminando con una solidificación eutéctica cuya cantidad será dependiente del acercamiento de la composición hacia el punto eutéctico E . Aleaciones con composición entre A puro y F solidificarán como en el caso del diagrama de solubilidades totales, formando fase α o fase β si su composición se encuentra entre G y B puro.

La Fig. 2.7 representa esquemáticamente la estructura metalográfica de aleaciones con las composiciones indicadas en el diagrama de la Fig. 2.6

La fig. 2.8 representa el diagrama de equilibrio eutéctico del sistema aluminio-silicio.

Existen otros tipos de diagrama, pero no cabe dentro de este texto tratar todos. Sólo mencionemos que existe una transformación muy parecida a la eutéctica, en la cual un líquido forma 2 sólidos. La transformación difiere de la anterior porque la fase inicial no es líquida sino sólida y la reacción la siguiente:



Esta reacción por su semejanza con la eutéctica se denomina reacción eutectoide y el ejemplo con mayor importancia práctica es la transformación del hierro aleado con 0.8% de carbono (austenita)

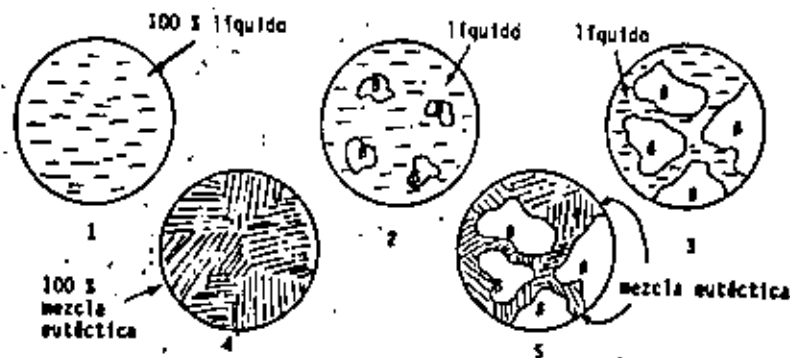


Figura 2.7 : Representación esquemática de las estructuras indicadas por números en el diagrama de la figura 16

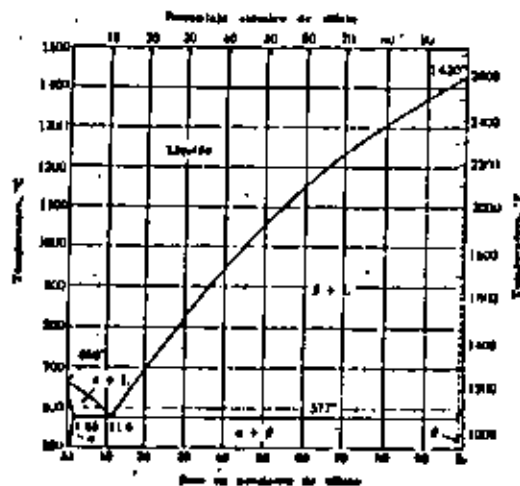


Figura 2.8 : Sistema de equilibrio Al-Si, ejemplo típico de eutéctico

en una mezcla eutéctica de hierro y aleado con 0.025% de carbono (ferrita) con carburo de hierro Fe_3C (cementita) formando así el microconstituyente llamado perlita (ver también párrafo 3.2).

2.2 La solubilidad reducida y su consecuencia.

En la Fig. 2.6 las líneas verticales PP' y QQ' se utilizaron para limitar las zonas de soluciones sólidas α y β respectivamente. Se mencionó que en la práctica no aparecen líneas verticales sino que en general existe una solubilidad dependiente de la temperatura, con mayor solubilidad a mayor temperatura. Esto significa que al bajar la temperatura del cristal α o β puede contener cada vez menos elemento de aleación lo que puede llevar a una precipitación. Es precisamente el control de la precipitación que permite el tratamiento térmico de varias aleaciones no ferrosas, como por ejemplo el duraluminio y el cobre-berilo.

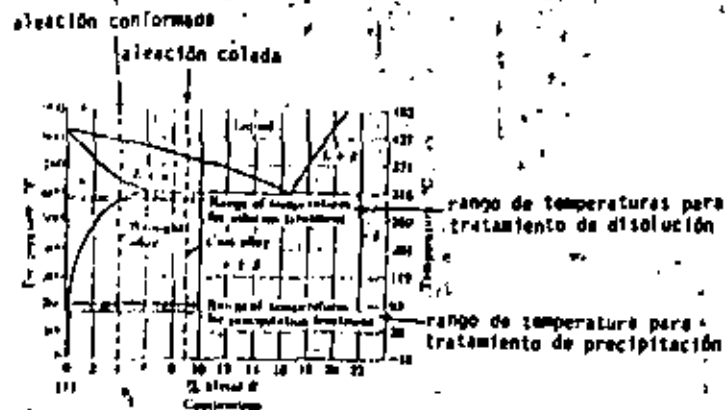


Figura 2.9 : Diagrama de equilibrio en el cual se indican las composiciones de las aleaciones conformadas y coladas adecuadas para un tratamiento de endurecimiento por precipitación.

La Fig. 2.9 representa esquemáticamente la zona izquierda de un diagrama tipo eutéctico, en el cual la fase alfa presenta una solubilidad muy dependiente de la temperatura, ya que disminuye de aproximadamente 6% a la temperatura eutéctica a una solubilidad insignificante a temperatura ambiente. La fase que se precipita se denominó β y puede ser una fase extrema como beta, un compuesto intermetálico como Al_3Ni o una fase intermedia γ .

Como se mencionó en el párrafo 1.5, los mecanismos de endurecimiento consisten en la producción de partículas las cuales sirven de obstáculos para reducir y evitar el movimiento de las dislocaciones, fenómeno responsable para la deformación plástica.

Sin embargo, hasta ahora no hemos discutido el mecanismo de interacción entre partículas y dislocaciones ni cuál es la mejor distribución de partículas y el mejor tamaño de dichas partículas.

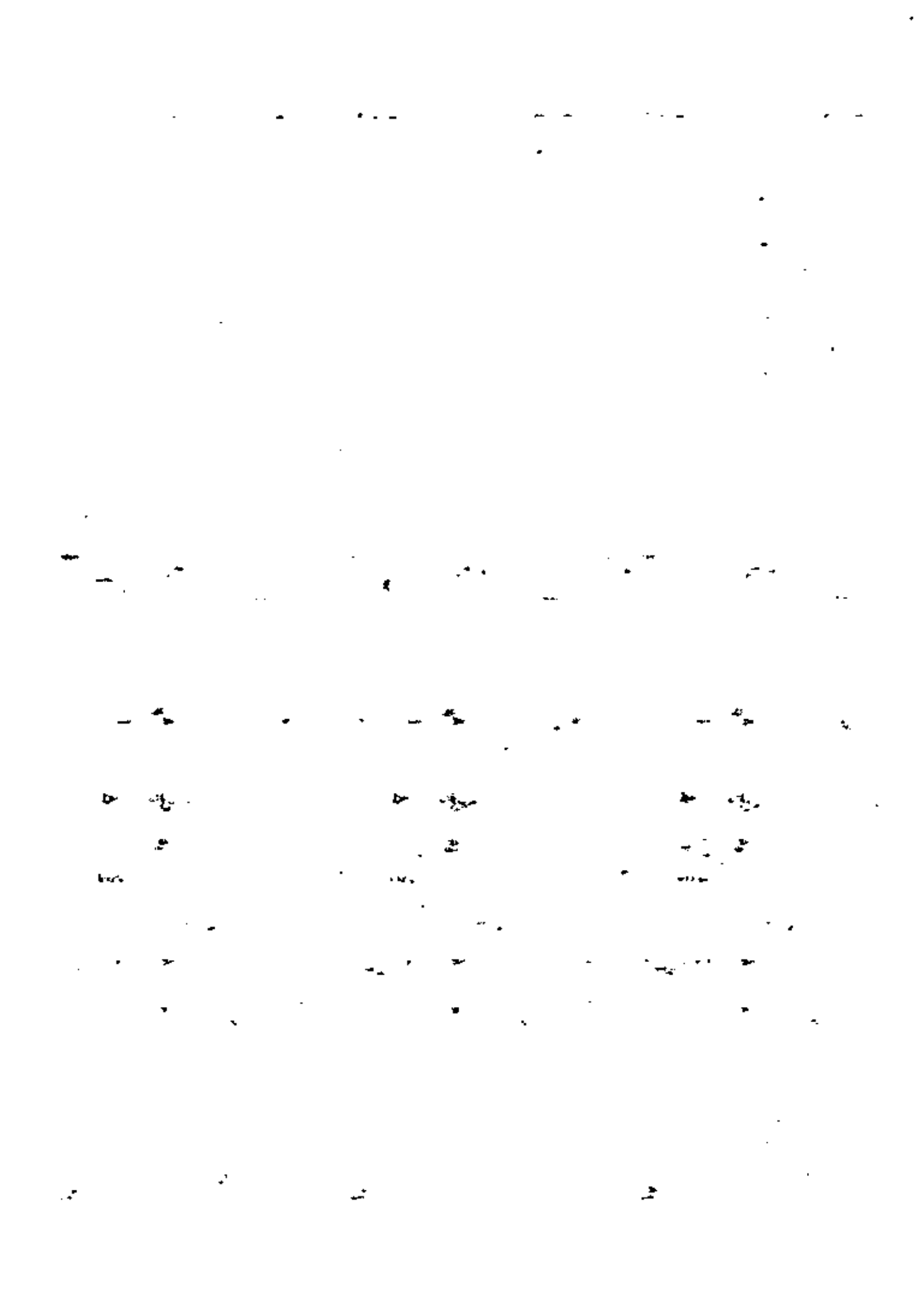
Según las teorías de endurecimiento, existen básicamente dos mecanismos de interacción:

a. La dislocación corta la partícula como se representa esquemáticamente en la Fig. 20a. El valor del endurecimiento depende principalmente de:

- la dureza de la partícula a cortar
- el tamaño de la partícula.

Una partícula más grande y más dura proporciona mayor endurecimiento.

b. La dislocación no es capaz de cortar las partículas, pero puede pasar entre ellas, como se representa esquemáticamente en la Fig. 20b. En este caso, el parámetro de mayor importancia es la distancia entre las partículas, correspondiendo mayor distancia interparticular a menor efecto endurecedor, ya que es más fácil pasar entre partículas muy distantes que entre partículas cercanas. El parámetro "distancia interparticular" está relacionado con el factor tamaño de partícula, con



considerando que la fracción volumétrica total de precipitado es una constante y que es posible tener o bien una gran cantidad de partículas pequeñas o solamente algunas partículas grandes. Este segundo mecanismo de endurecimiento es menos efectivo cuando va aumentando el radio de la partícula.

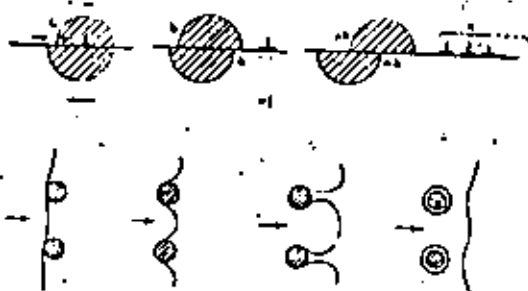


Figura 2.10 Interacción entre una dislocación en movimiento y partículas precipitadas: a. partículas coherentes: corte de la partícula. b. partículas incoherentes: la dislocación pasa entre las partículas y deja un anillo

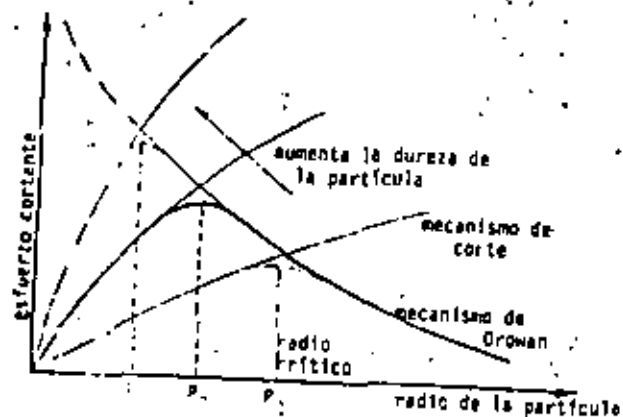


Figura 2.11: Representación esquemática del efecto de endurecimiento según los modos de la figura 2.10 en función del diámetro de la partícula

La Fig. 2.11 representa esquemáticamente el efecto endurecedor de los mecanismos discutidos en el párrafo anterior. El material cede con el esfuerzo cortante que corresponde al menor valor de las dos curvas, de modo que la curva gruesa de la Fig. 2.11, suma de los dos mecanismos, nos muestra claramente la ocurrencia de un máximo en el efecto endurecedor, el cual alcanzamos con un determinado radio de partícula, función, entre otros parámetros, de la dureza de la partícula.

De lo discutido concluimos que para lograr el mejor endurecimiento, es preciso precipitar partículas con el radio óptimo, lo que se logra a través de un tratamiento térmico. Se habla en este caso de un endurecimiento por precipitación.

2.3 El control de la precipitación.

El proceso completo para obtener una aleación endurecida por precipitación puede ser dividido en 4 etapas:

1. Selección de la composición más adecuada.
2. Tratamiento térmico de disolución o de homogenización.
3. Templado para lograr sobresaturación, y
4. Tratamiento térmico de precipitación o de envejecimiento.

El desarrollo de composiciones de aleaciones comerciales endurecibles por precipitación es una larga y difícil tarea, pero es posible exponer algunos de los principios en que se funda este desarrollo. Regresemos otra vez al diagrama de equilibrio de la Fig. 2.9, en el cual podemos estudiar el endurecimiento como resultado de la precipitación de la fase θ a partir de la solución sólida sobresaturada.

Aún cuando el efecto máximo de endurecimiento se produce en este caso con un contenido del 6% de metal B, límite de solubilidad de éste en el metal A, puede producirse cierto endurecimiento en todo el intervalo de composiciones en el que puedan existir en equilibrio las fases α y θ . En la práctica, se usan otras composiciones además de la que produce el máximo endurecimiento. Las propiedades de colada

de las aleaciones de fundición son mejores, frecuentemente, cuando, durante la solidificación, se forma una cantidad apreciable de líquido eutéctico (ver párrafo 2.1). Por lo tanto, se puede emplear una composición del 9% de metal B. La composición de las aleaciones de forja puede mantenerse a un 4%, aproximadamente de metal B, a fin de que sea posible la obtención de la fase β para el trabajo plástico en caliente. En muchos casos, la temperatura máxima de trabajo plástico es la del eutéctico ternario, de punto de fusión aún más bajo, en aleaciones complejas.

Para las aleaciones de fundición y las aleaciones de forja se utiliza un tratamiento térmico similar, aunque hay que emplear tiempos mayores o temperaturas más elevadas para los materiales colados, de reacción más lenta. El objetivo de la primera etapa, del tratamiento de disolución u homogenización, es disolver un máximo de la segunda fase en la solución sólida para después retener el metal B disuelto en hasta alcanzar la temperatura ambiente. Esto se efectúa:

1. calentando la aleación hasta una temperatura elevada, pero inferior a la que produciría un crecimiento excesivo de grano o la fusión de uno de los constituyentes,
2. manteniendo esta temperatura desde una fracción de una hora hasta casi un día entero, para que pueda producirse la disolución.

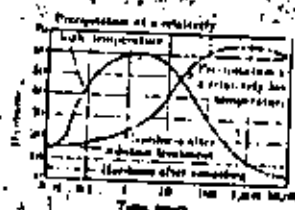


Figura 212: Variación de la dureza durante el tratamiento térmico de precipitación a dos temperaturas diferentes.

Una vez disuelta la máxima cantidad de metal B en la fase α se procede a enfriar rápidamente la aleación, por ejemplo templando en agua fría, hasta obtener una solución sólida sobresaturada a la temperatura ambiente. Después del tratamiento de disolución la dureza es relativamente baja (ver Fig. 2.12), pero superior a la del material enfriado lentamente y revenido.

2.4 El envejecimiento.

La dureza máxima de estas aleaciones se obtiene durante el tratamiento de precipitación o envejecimiento, en el que la solución sobresaturada sufre cambios que conducen, finalmente, a la formación de la segunda fase. En algunos casos, la precipitación puede producirse en un tiempo razonable a temperatura ambiente y entonces, se dice que la aleación envejece naturalmente. En estos casos, para evitar un endurecimiento indeseado, es necesario almacenar la aleación templada a baja temperatura.

Sin embargo, corrientemente es necesario envejecer la aleación artificialmente, manteniéndola dentro de un intervalo de temperaturas como el que se muestra en la Fig. 2.9. La temperatura exacta utilizada para el tratamiento térmico de envejecimiento está determinada por 2 factores:

1. El tiempo preciso para obtener una reacción apreciable y
2. La propiedad de interés principal.

El tiempo necesario debe ser razonable en un tratamiento industrial. Cuanto más elevada sea la temperatura, menor será el tiempo. En relación con el segundo factor, debe entenderse que las distintas propiedades varían a velocidades diferentes durante la precipitación. Por ejemplo las propiedades de resistencia mecánica tienden a alcanzar valores máximos más altos a temperaturas de precipitación más bajas. En la Fig. 21 se muestra el curso del envejecimiento a 2 temperaturas diferentes. Propiedades tales como la dureza alcanzan un valor máximo durante la precipitación a una determinada temperatura y después disminuye gradualmente como consecuencia de un llamado sobre-envejecimiento. Este ablandamiento es consecuencia natural

de la aproximación de la aleación al estado de equilibrio, al aumentar el tiempo durante el que la aleación se mantiene a temperatura. En efecto, una aleación muy sobre-envejecida sería esencialmente idéntica a una aleación recocida, es decir, una aleación en la que la estructura de equilibrio se produce por medio de un enfriamiento lento desde la temperatura de tratamiento de disolución.

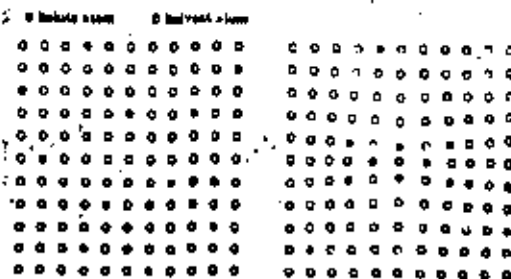
A primera vista puede parecer extraño que un tratamiento térmico de calentamiento después de un templeado logre aumentar la dureza del material. Sin embargo, con la ayuda de los párrafos anteriores podemos entender el mecanismo de la siguiente manera: en el material sobresaturado después del templeado, el endurecimiento se debe principalmente a la presencia de átomos ajenos en forma de una solución sólida. Durante el proceso de envejecimiento, ocurre la transformación de la estructura según:



Esta transformación es un fenómeno dirigido por la nucleación y el crecimiento de partículas. Las primeras partículas en formarse son aquellas que requieren menor energía superficial, lo que se logra por un acomodamiento de átomos en ambas fases de tal manera que la estructura cristalina se conserva a través de estas partículas, como se representa esquemáticamente en la Fig. 23a. Estas partículas se llaman "partículas coherentes".

Sin embargo, aumentando el tiempo de recocido, la mayor difusión causa crecimiento de determinadas partículas y disolución de otras partículas menos estables debido a su tamaño, localización, etc. Cuando va aumentando el tamaño de la partícula, se va perdiendo la coherencia, formándose en partículas semicoherentes y luego incoherentes como se representa en las figuras 23b y 23c, respectivamente.

Como se explicó por medio de la Fig. 20, existen básicamente dos mecanismos de endurecimiento, cuyos efectos se representan esquemáticamente en la Fig. 21. El proceso de corte de las partículas sólo es posible si se trata de partículas coherentes. La interacción



b) c)

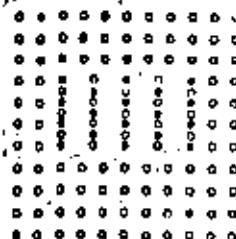


Figura 23 a : Representación esquemática de la formación de una precipitación en equilibrio : a. solución sólida sobresaturada, b. etapa de transición : matriz coherente con la solución sólida, c. precipitación en equilibrio esencialmente independiente de la solución sólida

ción, dislocación-partícula incoherente es del segundo tipo (Orowan). Precisamente en el momento en el cual pasamos de un mecanismo a otro se alcanza la mayor dureza del material.

Además de la composición y de las condiciones del tratamiento térmico, las propiedades obtenidas en ciertas aleaciones resultan muy afectadas por la deformación en frío después del tratamiento de disolución y del templeado. En algunos casos el trabajo en frío impide la obtención de los valores máximos de las propiedades durante el tratamiento de precipitación subsiguiente, pero, con frecuencia, un importante factor de diseño, el límite elástico, puede ser aumentado significativamente por este método.

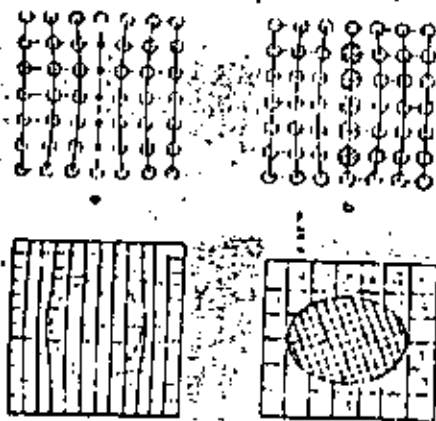


Figura 2.13 b. Representación esquemática de las formas de precipitación: a. zona de Guinier-Preston, efecto de tamaño negativo; b. zona de Guinier-Preston, efecto de tamaño positivo; c. precipitado coherente, de precipitado incoherente

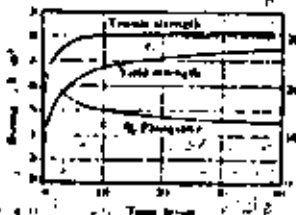


Figura 2.13. Variación de las propiedades durante el tratamiento térmico de precipitación de lámina de aluminio 7075 a 250 °F (121 °C)

2.1 Aplicación a los materiales no ferrosos.

El endurecimiento por precipitación es el método más importante para aumentar la resistencia mecánica de los metales no ferrosos por resaca en el estado sólido. Es especialmente útil para el aluminio, el principal metal de esta clase, y tanto las aleaciones de aluminio de fundición como las de forja son endurecibles por precipitación.

2.1.1. aleaciones de aluminio.

Puesto que en el Metals Handbook se da una información detallada sobre la gran variedad de aleaciones de aluminio de que se dispone en el comercio, sólo presentaremos aquí un breve estudio de las aleaciones más representativas. Las designaciones utilizadas para las aleaciones forjadas que figuran en la Tabla 2.1 proceden de un sistema anterior en el se utilizaban solamente de uno a tres números. Por ejemplo, la aleación 5052 era anteriormente 528, donde la 5 la identificaba como aleación de forja. El primer número de la presente designación señala el grupo de aleación, de acuerdo con el siguiente sistema:

<u>Número de aleación</u>	<u>Elemento aleante principal</u>
1xxx	Aluminio comercialmente puro (99.9% Al)
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio + silicio
7xxx	Cinc
8xxx	Otro elemento

La Tabla 2.1 muestra el rango de variación de las propiedades mecánicas de cada aleación desde la condición blanda hasta la dura. El estado de una aleación se puede indicar añadiendo un símbolo a la designación de la aleación. La parte principal de este símbolo es una letra que tiene el siguiente significado:

Estado de la aleación

Estado bruto de fabricación
 En estado blando como resultado del recocido (recristalización)
 Endurecido por deformación en frío
 Tratado térmicamente

Las letras H y T van seguidas usualmente por números que indican más detalladamente el tratamiento que ha recibido la aleación. Por ejemplo, H1 designa una aleación que ha sido endurecida por deformación solamente. H2 designa una aleación que ha sido endurecida por deformación y recocida parcialmente, y H3 indica que la aleación ha sido endurecida por deformación y estabilizada por un recocido apropiado. Se emplea un segundo número 2, 4, 6, 8 ó 9, para indicar los aumentos de endurecimiento por deformación. Por ejemplo, la segunda aleación de la Tabla 4 tiene la designación 5052-0 en su condición blanda, mientras que su estado comercial de mayor dureza lleva la identificación 5052-H18.

Los diferentes estados producidos por el tratamiento térmico están indicados con una T combinada con los siguientes números:

- T2 Recocido (se aplica solamente a piezas coladas que se han recocido para mejorar su ductibilidad, por ejemplo)
- T3 Con tratamiento de disolución y luego deformación en frío.
- T4 Con tratamiento de disolución y envejecimiento natural sólo envejecida artificialmente.
- T6 Con tratamiento de disolución y envejecimiento artificial.
- T7 Con tratamiento de disolución y estabilización (por un tratamiento térmico de sobre-envejecimiento)
- T8 Tratamiento de disolución, deformación en frío y a continuación, envejecimiento artificial.

Letra
 A
 O
 H
 H

ALUMINUMS CHARACTERISTICS OF VARIOUS TYPES OF ALLOYS OF ALUMINUM

T A B L A 24

Designación de la aleación	Elementos de aleación principales	Proceso de endurecimiento	Gama de propiedades (estado blando a duro)				Aplicaciones típicas
			Resistencia a la tracción kg/mm ²	Límite de fluencia kg/mm ²	Alargamiento en 2 pulgadas %	Resistencia a la fatiga (5x10 ⁶ ciclos) kg/mm ²	
Aleaciones de forja							
1100	Pureza comercial	Deformación en frío	9.1-16.8	3.5-15.6	45 - 15	3.5-15.5	Utensilios de cocina
5052	Mg 2.5%	Deformación en frío	19.7-29.5	9.1-26	30 - 6	11.2-14	Carrocerías para autobuses y camionetas
Aleación 7072	Cu 4.5%, Mg 1.5% con chapa protectora de aluminio (puro)	Precipitación	19 - 47.6	7.7-33	22 - 9	9.1-14	Aviación
6061	Mg2Si 1.5%	Precipitación	12.6-31.6	5.6-28.1	30 - 17	6.3-9.8	Estructuras en general
7075	Zn 5.6%, Mg 2.5%, Cu 1.6%	Precipitación	23.2-68.3	10.5-51.3	16 - 11	-16.1	Aviación
Aleaciones de fundición							
196	Cu 4.5%	Precipitación	22.5-28.8	11.2-22.5	0.5-2	4.9-5.6	Piezas coladas en arena
9	Cu 3.5%, Si 6.3%	Precipitación	19 - 25.3	12.6-18.3	2 - 1.5	7 - 7.7	Piezas coladas en arena
356	Si 7%, Mg 0.3%	Precipitación	-26.7	-18	-5	-9.1	Piezas coladas en coque

Además el endurecimiento por aleación

Por ejemplo, la quinta aleación de la Tabla 3 lleve la designación 7075-0 en su condición blanda, la cual se produce por recocido durante unas pocas horas a 413°C (775°F). El estado duro, 7075-T6 se produce por tratamiento térmico de disolución a 466°C (870°F) y envejecimiento (tratamiento térmico de precipitación) a 121°C (250°F) durante aproximadamente 25 horas. La Fig. 23 muestra los cambios de propiedades que se producen durante este tratamiento de precipitación. Como la adición de aleantes y el tratamiento térmico de precipitación disminuyen la resistencia a la corrosión del aluminio, algunas de las aleaciones de resistencia mecánica más elevada están protegidas por una capa de aluminio puro firmemente unida a la superficie por medio de un proceso de laminación en caliente. La aleación Alclad 2024 es un ejemplo de esta clase de productos.

2.5.2 Aleaciones de níquel

El níquel es otro metal cuyas aleaciones se endurecen principalmente por precipitación. El níquel es muy parecido al hierro en cuanto a sus propiedades mecánicas pero, debido a que sus propiedades de resistencia a la corrosión son muy superiores, se usa en muchas aplicaciones a pesar del hecho de que su costo es unas diez veces superior.

En la tabla 2.2 se examinan aleaciones típicas de níquel. En capítulos anteriores se han considerado otras aleaciones de níquel con propiedades eléctricas y magnéticas especiales. Entre éstas se incluyen el Alnico V y el Cunife, las cuales se endurecen por precipitación.

2.5.3 Tratamiento térmico de las aleaciones del cobre.

Los diversos tratamientos térmicos clásicos (recocido, templado, revenido, endurecimiento por precipitación) se aplican en el cobre y sus aleaciones, generalmente sobre productos colados o productos formados (barras, tubos, láminas, alambres).

El objetivo de estos tratamientos puede ser de restablecer el equilibrio físico-químico de la aleación (recocido de homogeneización, de alivio de esfuerzos, de eliminación de la escritud, de restablecimiento de la estructura de equilibrio), o bien de proporcionar a la aleación las características óptimas de propiedades mecánicas, tales como resistencia a la deformación, resistencia a la ruptura, dureza y capacidad de deformación elástica (módulo y límite elástico) o permanente (alargamientos). También permite llevar la aleación a una determinada temperatura para el trabajo mecánico por deformación en caliente.

2.5.3.1 Recocido de las aleaciones de cobre.

Según el objetivo deseado, hay que considerar diferentes tipos de recocidos con aplicación industrial en el cobre y sus aleaciones.

2.5.3.1.1. Recocido de Homogeneización.

Este recocido se efectúa después de la colada o bien para piezas coladas en bruto, o bien para lingotes que se deformarán posteriormente por una deformación mecánica en frío o en caliente.

El objetivo de este recocido es la destrucción de la heterogeneidad de composición química debida a la segregación de los elementos durante la solidificación y la difusión insuficiente.

Esta baja velocidad de difusión de elementos se observa generalmente en piezas de bronce colado (ordinarios o especiales, con fósforo o con silicio) así como en los cupro-níquel y otros. En las aleaciones con gran intervalo de solidificación, este fenómeno es más pronunciado. Así cuando consideramos el diagrama de equilibrio clásico de las aleaciones cobre y estaño (ver Fig. 24) se nota que las aleaciones hasta de 14% de estaño contienen únicamente la solución sólida. Sin embargo, en la realidad, se observa la fase β en las aleaciones a partir de 8 a 10% de estaño. Durante la solidificación de estas aleaciones, las primeras dendritas se forman en el líquido homogéneo y contienen mucho cobre. La velocidad de difusión de estaño en el co-

bre siendo relativamente baja comparado a la velocidad de enfriamiento de la aleación, el líquido se enriquece en estaño según la curva de líquidos hasta 800°C, con las últimas partes del líquido hasta con 25% de estaño. Este líquido produce la fase β en la solidificación, en forma de un eutectoide $\alpha + \beta$ repartido en los espacios interdendríticos, causando una fragilidad y dureza anormal. De modo parecido, las aleaciones cobre-níquel ricas en níquel presentan una estructura micrográfica de aleación colada en bruto con aspecto dendrítico heterogéneo con el centro de las dendritas rico en níquel, quedando claro, mientras que el alrededor, rico en cobre y más corrosible, aparece oscuro después de un ataque metalográfico.

T A B L A 22

ALGUNAS CARACTERÍSTICAS DE VARIAS ALEACIONES DE NIQUEL

Aleación	Elementos de aleación principales	Propiedades mecánicas					Aplicaciones típicas
		Resistencia a la tracción kg/mm ²	Límite de fluencia kg/mm ²	Alargamiento en 2 pulg.	Resistencia a la fatiga (10 ⁶ ciclos) kg/mm ²		
Níquel "A", laminado en caliente	Ninguno	45,7	21,1	50	21,1	Industrias químicas, níqueladas Muelles, pistones, equipos de extrusión Piezas para re- tineres de per- tridido Vástagos de bombas, espigas de válvulas Piezas para tur- binas de gas Muelles y pasadores sometidos a corrosión.	
Durannekel, estirado en frío y endurecido por precipitación	4,45 Al 0,85 Ti	133,6	105,5	20	42,1		
Nemel, laminado en caliente	30% Cu	63,3	38,5	35	29,5		
"B" Nemel, estirado en frío y endurecido por precipitación	25% Cu 3% Al	126,5	112,5	5	32,3		
Inconel, laminado en caliente	16% Cr 4% Fe	84,4	45,7	35	31,6		
Inconel "X", laminado en caliente y envejecido a 704°C (1300°F)	15% Cr 7% Fe 2,5% Ti	126,5	91,4	25	42,1		

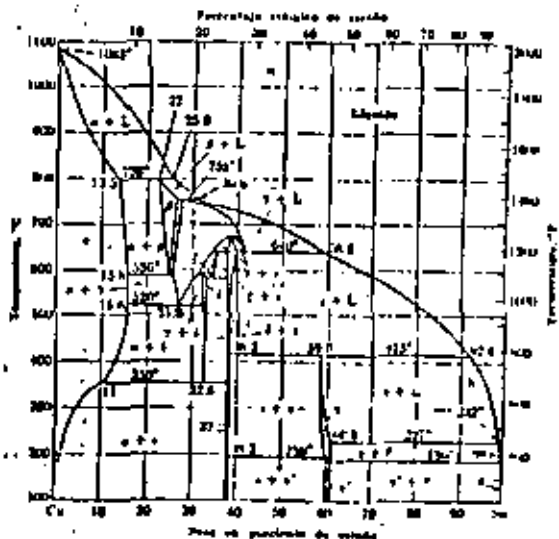
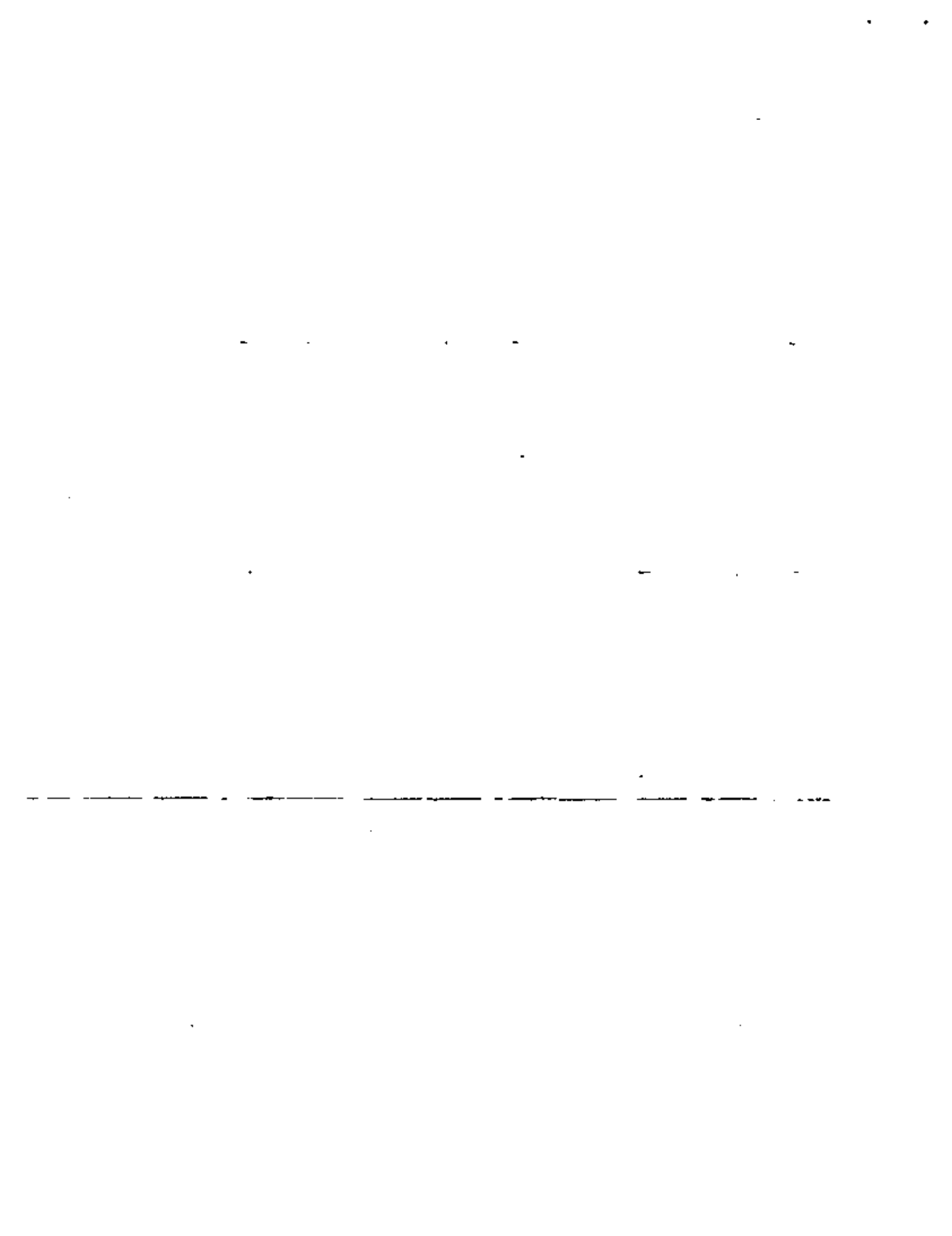


Figura 2.64 : Diagrama de equilibrio de Cu-Sn (bronce)



Por medio de un recocido de homogeneización a temperatura bastante cercana a la de sólidos de la aleación y por una permanencia durante un tiempo suficientemente largo, la difusión de los elementos se efectúa y conduce a la estructura estable de la aleación, por ejemplo fase α para los bronce con menos de 14% de estaño y una fase única homogénea para los cobre-níquel.

Las condiciones prácticas de recocido de homogeneización se efectúan generalmente sobre las aleaciones corrientes según la siguiente tabla:

Aleación	Temperatura (°C)	Tiempo de permanencia (horas)
Bronces ordinarios o especiales con Sn \leq 12%	700 - 750	1/2 h a 2 h
Cupro-níquel	800 - 950	1 h a 2 h
Maillechort o plata alemana	750 - 800	1/2 h a 1 h

Después del recocido de homogeneización para composición química, la dureza y la fragilidad disminuyen, mientras que los alargamientos aumentan. Esto nos permite laminar en frío bronce sin aparición de fisuras debidas a la presencia del constituyente frágil en la aleación en bruto.

2.5.3.1.2 Recalentamiento para trabajo en caliente.

El recalentamiento de lingotes u otras piezas para conformado en caliente no es un recocido, ya que el calentamiento no modifica notablemente la estructura micrográfica del metal, ni sus propiedades mecánicas o físicas esenciales. Su objetivo es solamente llevar el metal a la temperatura deseada, permitiendo una deformación en caliente, a una temperatura superior a aquella de la recristalización.

La zona de temperaturas permite una deformación en ca-

liente correcta es a veces poco extendida. La determinación de la zona de deformación se efectúa bien por el estudio de la variación de determinadas propiedades mecánicas en función de la temperatura, se elige en este caso la zona que proporciona un límite elástico y una dureza relativamente baja, importantes alargamientos y una buena resiliencia. (para los latones al níquel, ver Fig. 2.13).

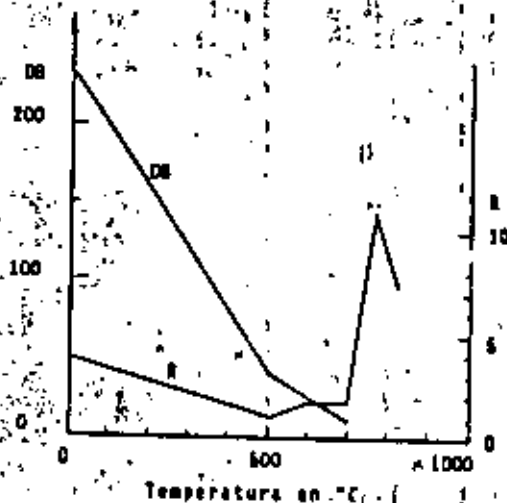


Figura 2.13 : Variación de la dureza Brinell DB y de la resiliencia R en función de la temperatura para un latón con níquel (45 % Sn, 15 % Ni)

O bien por comparación del comportamiento de la aleación estudiada con el de una aleación conocida con la cual se efectúa corrientemente trabajo en frío. En el caso de aleaciones complejas, como los latones especiales, el conocimiento de la composición de la aleación proporciona información referente al posible modo de trabajo normalmente aplicable para latón ordinario correspondiente.

La tabla 2.3 indica las zonas de temperatura y los principales tipos de conformado practicados industrialmente sobre el cobre y algunas de sus aleaciones.

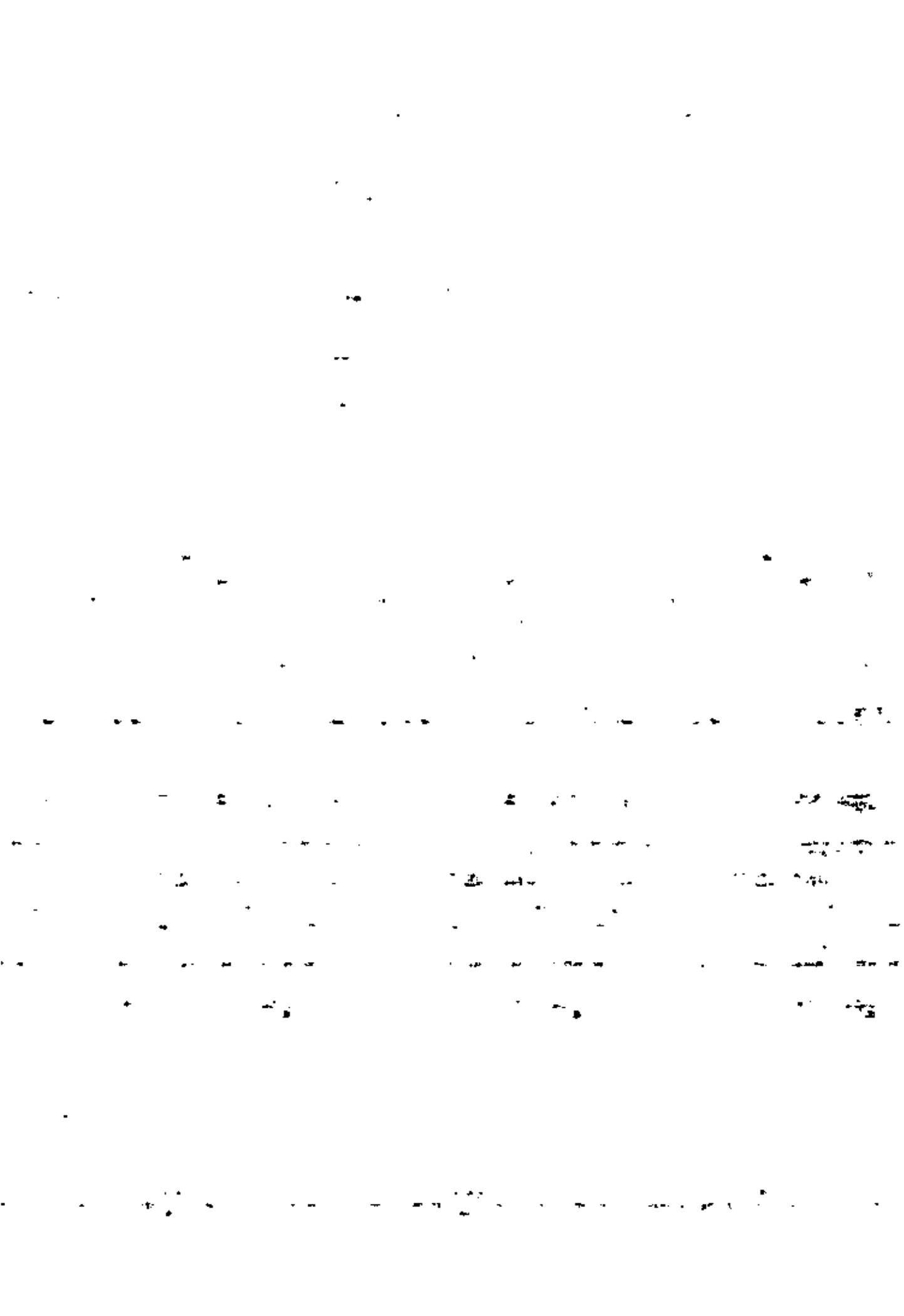
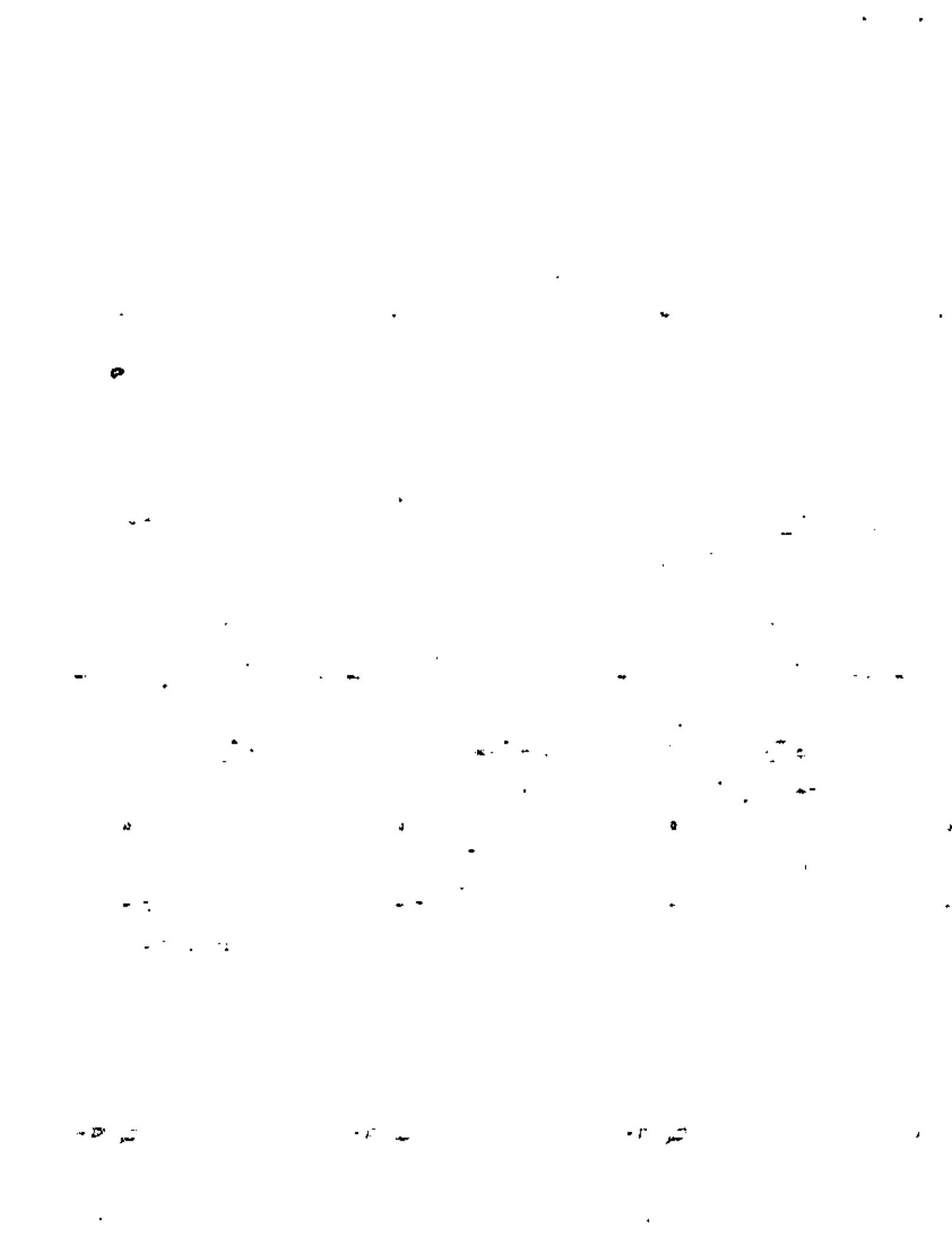


TABLA : TEMPERATURAS DE DEFORMACIÓN EN CALIENTE Y RECOCIDO DE LAS PRINCIPALES ALEACIONES A BASE DE COBRE

Denominación de la aleación	Composición química en %						Temperatura de deformación en caliente (°C)	Tipos comunes de deformación en caliente	Temperatura de recocido (°C)
	Cu	Zn	Sn	Al	Ni	otros			
Cobre electrolítico o desoxidado	99.9	-	-	-	-	-	700-925	laminado (trefilado, forjado)	375 - 650
Bronces ordinarios	89	-	9	-	-	-	675-700	trefilado	500 - 675
Bronces al fósforo	90	-	5	-	-	P:0.3	650-700	trefilado, laminado	
Bronces al fósforo (marca "Sand")	92	-	8	-	-	P:0.3	675-700	trefilado	
Latones ordinarios									
Tombac	85	15	-	-	-	-			450 - 675
Tubos	70	30	-	-	-	-			550 - 675
Bronce de París	90	10	-	-	-	-	875-900	trefilado	450 - 700
Latón para embutido	67	33	-	-	-	-	750-850	trefilado, laminado	450 - 650
Latón para tornillos	80	39	-	-	-	Pb:1	625-800	trefilado, forjado	
Latón marino	70	29	1	-	-	-	750-825	trefilado, forjado	
Latones especiales									450 - 600
Latón al aluminio	76	22	-	2	-	-	800-875	trefilado, forjado	
Latón de alta resistencia	58	38	-	2	1	Mn:1	675-800	trefilado, forjado, laminado	
Cobre-aluminio ordinario	90	-	-	10	-	-	800-900	forjado, laminado, trefilado	600 - 700



2.5.3.1.3 Recocido después de Deformación.

Cuando un metal se somete en frío a una deformación mecánica permanente aplicada progresivamente, la estructura micrográfica experimenta perturbaciones por deformación de los cristales en la dirección de aplicación de esta deformación, con aparición de bandas de deslizamiento. Cuando continúa el conformado del metal por aumento de la deformación permanente, la estructura cristalina se modifica de tal manera que la cristalización, inicialmente desordenada, se orienta según las direcciones preferenciales en función de la naturaleza del metal y del tipo de deformación mecánica. La textura así creada produce una anisotropía de las propiedades con un desequilibrio elástico interno y presencia de esfuerzos residuales.

Esta deformación modifica particularmente las propiedades mecánicas del metal: la dureza, la resistencia y el límite de elasticidad aumentan mientras que los alargamientos y la resiliencia disminuyen. Una disminución notable de la resistencia a la corrosión acompaña también la deformación en frío.

El recocido después de deformación es necesario con el fin de restituir al metal sus propiedades de equilibrio, sobre todo su maleabilidad para utilización (recocido final), o para permitir seguir su deformación (recocido intermedio durante el conformado).

Considerando la acción del recocido sobre el producto deformado en frío, es posible establecer las siguientes fases diferentes según el aumento de temperatura:

- Hasta temperaturas del orden de 250 a 300°C, los esfuerzos internos presentes a escala de la pieza se eliminan (tensiones por deformaciones mecánicas permanentes, heterogeneidad de deformaciones, esfuerzos residuales por temple de origen estructural o térmico); las propiedades mecánicas no se modifican;

- Recuperación de la red cristalina perturbada, seguido por una reorganización de las curvaturas de los planos atómicos (fenómenos de la poligonización). Se trata de la zona de recocido de

(continuación)

Cobre-aluminio especial	80	-	-	10	5	Fe:4 Mn:1	800-925	refinado, for- jado	800 - 900
Cobre-níquel ordinario	70	-	-	-	10	-	950-1100	refinado, for- jado	
Cobre-níquel constantano	55	-	-	-	45	-	1150-1175	laminado	650 - 875
Cobre-níquel especial	78 } 79 }	-	-	3	19	-	975-1000	laminado	
		-	-	3	16	Cr:2	1050-1075	laminado	
Metál blanco	50	40	-	-	10	-	750-800	refinado, for- jado, laminado	600 - 800
Cobre-silicio	97	-	-	-	-	Si:1	700-875	forjado, lami- nado, refinado	500 - 700
Cobre-berilio	97	-	-	-	-	Be:1	700-775	laminado	500 - 600
Cobre-cromo	99	-	-	-	-	Cr:0,8	800-950	forjado, lami- nado	500 - 600



alivio de esfuerzos, acompañado de una ligera variación de la resistencia y de los alargamientos, pero con una sensible disminución del límite elástico;

- A partir de una determinada temperatura, principalmente función del porcentaje de deformación, pero también de la velocidad del calentamiento y del tiempo de mantenimiento a esta temperatura, la recristalización puede iniciarse (nucleación); aparecen nuevos cristales a partir de zonas preferenciales (límites de grano, zonas particularmente perturbadas por acumulación de planos de deslizamiento) y se desarrollan por substitución total de la estructura cristalina deformada; se trata de la zona de recocido propiamente dicho.

Durante la aparición de estos nuevos cristales, las propiedades mecánicas varían claramente y se estabilizan a sus valores originales y óptimos: reducción de la resistencia última, de la dureza y del límite elástico y aumento de los alargamientos y de la resiliencia.

-si se continúa la elevación de temperatura, o el mantenimiento a una temperatura durante un tiempo muy prolongado, se manifiesta un crecimiento de cristales debido a la recristalización secundaria (zona de sobrecalentamiento), lo que provoca una reducción notable de la deformabilidad del metal (reducción de los alargamientos y de la resiliencia).

En la tabla 6 se indican las zonas de recocido de recristalización para un determinado número de aleaciones cupreas. No es posible indicar una temperatura exacta de recocido, sino una determinada zona más o menos extendida en la escala de temperaturas, ya que varios factores externos propios a la naturaleza y a la constitución de la aleación pueden intervenir. Así, la fig. 2.36, muestra para el cobre la variación de la temperatura de inicio de recristalización, medido por medio de la dureza, para diferentes valores de deformación en frío inicial. La temperatura de inicio de la recristalización es tanto más elevada como menor fue el porcentaje de deformación en frío. La reducción de esta temperatura puede alcanzar 250°C para deformaciones muy importantes.



Figura 15: Variación de la dureza Brinell del cobre en función de la temperatura de recocido para diferentes valores de deformación.

El cobre y sus aleaciones, cuyas características esenciales son en general su buena conductividad y su maleabilidad, tienen características mecánicas que pueden ser notablemente mejoradas por una deformación en frío. La resistencia última del Cobre pasa por ejemplo de 25 kg/cm² a 33 kg/cm² para una deformación de 50% y la de un latón u-z 33 de 30 kg/cm² a 58 kg/cm² para una deformación de 150%, mientras que sus propiedades eléctricas se conservan aproximadamente. A menudo puede ser útil poder conservar las propiedades obtenidas durante la deformación hasta temperaturas relativamente altas, o sea retrasar lo más posible la aparición del fenómeno de recuperación o recristalización hacia temperaturas elevadas.

El cobre puro, OFHC, recristaliza a partir de 170°C, los cobres electrolíticos y desoxidados con fósforo alrededor de 200-250°C. Una adición de 0.3 a 1% de Telurio, de menos de 10% de Plata y eventualmente de 1% de Cadmio, puede provocar un aumento de la temperatura de recristalización de más de 100°C con una reducción de tan solo un

porcentaje de la conductividad eléctrica e térmica.

Con estos cobres de baja aleación, es posible conservar, aún para aplicaciones que requieran una cierta elevación de temperaturas (emaltado de alambres, soldadura, decapado, calentamiento de elementos de interruptores durante el uso, etc.), las propiedades mecánicas interesantes obtenidas por la deformación en frío.

Para un recocido final requiriendo una superficie limpia después del tratamiento, sin oxidación superficial (también para algunos recocidos intermedios entre pasos de conformado), es necesario efectuar ese tratamiento con atmósfera controlada; se trata del recocido blanco o brillante, el cual evita el fastidioso decapado final. En el caso del latón, debido a la fácil volatilización del zinc (manchas superficiales rosas desinquinadas), es necesario tomar precauciones particulares para la conducción y utilización de la atmósfera de protección.

Durante el recocido final, además de las características mecánicas, se exige a menudo un tamaño de grano límite en función de la utilización planeada del producto (recocido a tamaño de grano controlado).

Los principales factores de influencia sobre el tamaño final del grano después de recocido son: el porcentaje de deformación en frío, la temperatura de recocido y el tiempo de mantenimiento en temperatura (también la velocidad de calentamiento). El tiempo de mantenimiento tiene menor importancia que la temperatura, la cual depende del porcentaje de deformación para el inicio de la recristalización. En general se efectúa el recocido final a una temperatura menos alta con un porcentaje de deformación mediano o relativamente bajo.

2.5.3.1.4 Recocido de Alivio de Esfuerzos.

Durante la deformación mecánica permanente de los metales durante el conformado en frío, se desarrollan esfuerzos internos debido a la heterogeneidad de la aplicación de las deformaciones mecánicas. Estos metales, igual como con todos los tipos de esfuerzos residuales, son susceptibles a una corrosión atmosférica particular a temperatura ambiente, llamada: "Season Cracking"; fisuraciones observadas generalmente durante los cambios de temporada. La propagación de estas grietas

por corrosión intercrystalina parece favorecida por diferentes factores tales como la presencia de humedad y de anhídrido, y ligeras variaciones de la temperatura ambiente, existencia en el producto de zonas límites de cristalización fina y gruesa.

Entre las aleaciones de cobre, los latones para embutido profundo, a menudo en forma de lámina, barra y tubos, son particularmente sensibles a esta forma de corrosión.

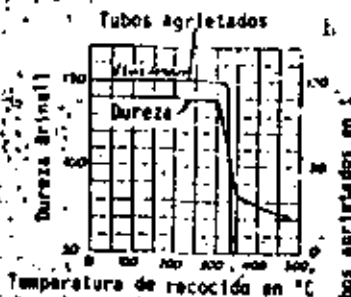


Figura 2.17: Variación de la dureza Brinell y del número de tubos agrietados por ensayo en $HgCl_2$ para un latón 67-33 en función de la temperatura de recocido.

El recocido a baja temperatura, generalmente entre 150 y 325 C, durante aproximadamente una a dos horas, permite eliminar los esfuerzos internos sin afectar sensiblemente las propiedades mecánicas. La acción del recocido de alivio puede ser controlada por un ensayo químico de inmersión de la muestra en una solución acuosa de una sal de Mercurio ligeramente ácida (nitrato o cloruro a 5-10%). La Fig. 2.17 muestra que un latón para embutido de cartuchos necesita un recocido a 325 C, el cual conserve sin embargo un límite elástico y una dureza adecuadas para asegurar el aprieto de la bala.



El recocido de alivio de esfuerzos permite también eliminar los esfuerzos causantes de grietas que se inician durante un calentamiento demasiado rápido a temperaturas inferiores a la zona de recristalización. Las grietas térmicas se encuentran generalmente en los bronceos al fósforo y cupro-níquel.

2.5.3.1.5 Recocido de restablecimiento de la estructura de equilibrio físico-químico.

Este tipo de recocido restablece la estructura de equilibrio físico-químico en una aleación experimentando una transformación de fase a alta-temperatura. Esto es el caso para los bronceos, latones y cupro-aluminios, los cuales pueden llegar por calentamiento a la zona de fase tipo β .

Este recocido se aplica en particular para eliminar tratamientos térmicos defectuosos, tales como crecimiento exagerado de granos, templado incompleto o revenido a temperatura demasiado alta.

Las condiciones particulares de este recocido, en lo que se refiere a la temperatura a alcanzar, se obtienen según la composición de la aleación, por el diagrama de equilibrio. El tiempo de permanencia a la temperatura de recocido tiene que ser suficiente para asegurar una homogeneidad térmica de la pieza y una difusión completa de los elementos de aleación para formar la estructura estable en caliente. Un cuidado particular requiere la velocidad de enfriamiento lento, clásico, en horno cerrado es suficiente para los bronceos, latones y cobre-aluminio a menos de 10% aluminio, pero no es así para los cobre-aluminios más ricos en aluminio, para los cuales es preciso respetar una ley de enfriamiento bien definida como se describe más adelante.

2.5.3.2 Templado y Revenido.

En ambos casos de templado, para endurecimiento estructural (de precipitación) o templado físico-químico, el diagrama de equilibrio indica las posibilidades y límites térmicos de realización de fenómenos de templado, mas no el sentido, la amplitud, ni entonces el interés práctico de las modificaciones de propiedades resultantes.

Es la experiencia directa orientada e interpretada por el diagrama, que puede informar en este sentido.

En las aleaciones de cobre se encuentran las siguientes disposiciones eutectoides:

- Con Estaño: Sn = 26,8%, θ = 520°C para Bronceos al Estaño.
- Con Aluminio: Al = 11,6%, θ = 565°C para los Cobre-Aluminios.

Los contenidos máximos usuales de las aleaciones de cobre son: Zn = 45% para los latones, Sn = 20% para los bronceos y Al = 12% para los cobre-aluminios.

2.5.3.2.1 Aleaciones Cobre-Aluminio.

Dentro de las diferentes aleaciones de cobre, solamente los cobre-aluminios son realmente aptos para tratamientos térmicos. El diagrama Al-Cu (ver Fig. 2.18) muestra claramente la existencia de tres fases: γ (cúbica e ceras centradas), β (cúbica e cuerpo centrado) y δ (estructura cúbica gigante) que puedan ser comparadas con las tres fases que existen en los aceros eutectoides: solución α , hierro Fe_3C . Podemos así comparar los fenómenos acompañados los tratamientos térmicos eutectoides de aceros con los cobre-aluminios.

La descomposición de la fase β con 11,6% aluminio a 565°C es muy lenta y necesita una velocidad de enfriamiento inferior a 1° por minuto. Esta descomposición produce una estructura perlítica, agregado laminar fino de las fases γ y δ .

Si la velocidad de enfriamiento es superior a 1° C por minuto, la fase β experimenta entre 300°C (punto Ms) y 260°C (punto Mf), una transformación brusca de tipo martemítico y se obtiene una nueva solución sólida con estructuras hexagonales (el concepto martensita y los puntos Ms y Mf se discutirán en el capítulo referente a las transformaciones en el acero).

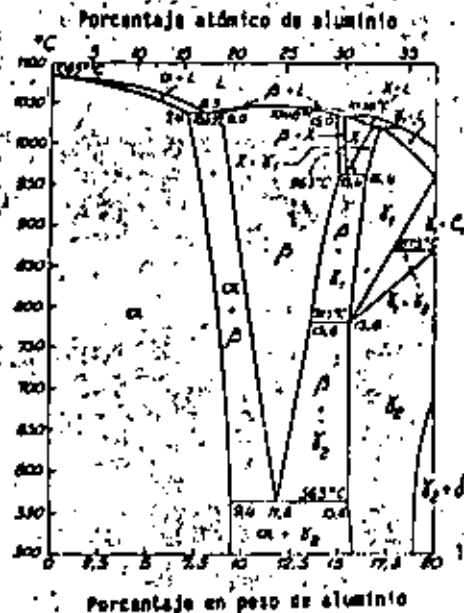


Figura 19 : Diagrama de equilibrio Cu-Al

Con una velocidad de enfriamiento de 10°C por minuto, la descomposición de la fase β es completamente suprimida. El aspecto micrográfico de la fase β' es de plaquetas relacionadas con la estructura reticular de la fase β madre. El fenómeno es reversible; si se calienta la fase β' , se transforma entre 280 y 300°C en fase β .

La dureza de la fase β' con 11,8% de Aluminio es de 155 Brinell a 20°C , o sea superior a aquellas de la solución sólida α saturada (100), pero inferior a aquella del eutectoide (250).

Es posible obtener la fase β a una temperatura superior a 300°C , y se estudió su descomposición por templeado seguido por un recocido isotérmico. En este estudio, la aleación calentada a 850°C durante 15 min. se temple en un baño de sal a temperatura constante $\theta > 300^{\circ}\text{C}$. La fase β alcanza la temperatura θ sin experimentar transformación y se descompone parcialmente a esta temperatura en un agregado de las fases δ y γ_2 con depósito preliminar de β_1 . La máxima velocidad de descomposición se alcanza a 535°C . Después de una permanencia con duración determinada a temperatura θ , la aleación es enfriada al aire y lo que se conserva de solución β se transforma en Martensita. De esta manera es posible trazar para esta aleación curvas TTT (Temperatura, Tiempo, Transformación), las cuales tienen como ordenada la temperatura y como abscisa los tiempos correspondientes a una cantidad determinada de fase β transformada.

Estas curvas tienen una forma análoga a aquellas obtenidas en el estudio de las transformaciones isotérmicas de la austenita en los aceros y se nota claramente la existencia de períodos de incubación (Fig. 2.19).

Las curvas TTT obtenidas con aleaciones alejadas de la composición eutectoide presentan características similares a las del inicio y fin de la precipitación del agregado $\delta + \gamma_2$ (Figs. 2.20 y 2.21). El agregado $\delta + \gamma_2$ formado en las aleaciones cercanas a la composición eutectoide, tiene un aspecto peritico. Las estructuras del agregado son diferentes tanto en las aleaciones hipoeutectoides como en las aleaciones hipereutectoides. Algunos autores incluso observaron una transformación de tipo bainítico.



Figura 219 : Curva TTT de un cobre-aluminio eutectoide con 11.9 % Al

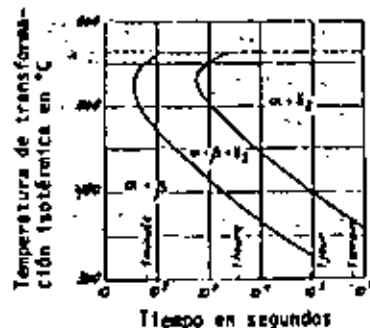


Figura 220 : Curva TTT de un cobre-aluminio hipoeutectoide con 11.4 % Al

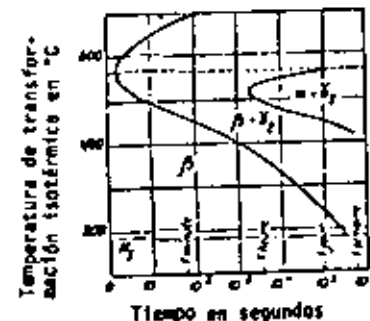


Figura 221 : Curva TTT de un cobre-aluminio hipereutectoide con 11.5 % Al

La acción de elementos especiales sobre las curvas TTT todavía se está estudiando poco. Sin embargo, se demostró que el níquel tiene poco efecto sobre la velocidad de transformación (Fig. 2:22) pero, como para los aceros, aparece una nariz doble sobre la curva de inicio de transformación para un contenido de 3% de níquel.

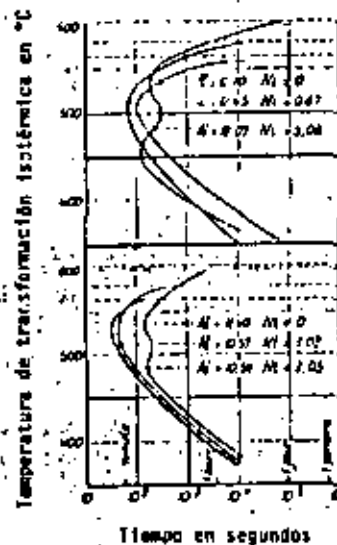


Figura 222 : Influencia del níquel sobre las curvas TTT del cobre-aluminio
Cobre-aluminio hipoeutectoide con 1 y 3 % Ni
Cobre-aluminio eutectoide con 0.9 y 3 % Ni

Las aleaciones hipoeutectoides con porcentajes en aluminio entre 9,4 y 11,8% experimentan transformaciones del mismo tipo como aleación eutectoide.

Sus puntos Ms y Mf son más elevados (Fig. 2.23) y la velocidad de enfriamiento necesaria para obtener el estado martensítico es mayor y puede ser obtenida con aceite para una sección de 50 mm² desde

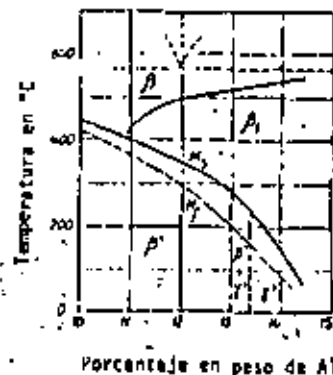


Figura 223 : Influencia del contenido en aluminio sobre la variación de las temperaturas Ms y Mf de la transformación martensítica del cobre-aluminio; dominio de existencia de las fases metaestables

que el porcentaje en aluminio queda debajo de 11,4%, y con agua para mayores secciones. Es probable que la velocidad crítica de templeado dependa del tamaño de grano de la fase β , pero todavía no se hicieron investigaciones sistemáticas a este respecto. Los valores dados son relativos y se refieren a aleaciones con 10 a 12 granos por mm^2 número difícil de rebasar por las secciones indicadas en estado moldeado de 11,4 a 12% de aluminio.



Figura 224 : Influencia de la temperatura de templeado sobre la dureza Brinell a 20 °C de cuatro aleaciones Cu-Al con respectivamente : 9,77, 10,24, 10,80 y 11,78 % Al

Estas aleaciones hipoeutectoides se forman arriba de 565°C con una mezcla de fases δ y β , en proporciones variables según la temperatura. La Fig. 2.24 indica las variaciones de dureza medidas a 20°C después de templeado en agua, en función de la temperatura de calentamiento antes del templeado para tres aleaciones con respectivamente 9,77, 10,24 y 10,80% Al. Estas variaciones se explican por las durezas relativas de las fases δ , β y del eutectoide mencionado anteriormente.

En efecto, el templeado desde 600°C reduce la dureza ya que la fase β reemplaza el eutectoide (sin modificación de la proporción de fase δ). Cuando aumenta la temperatura de templeado, la fase δ se transforma en β (y, durante el enfriamiento en β'), la dureza aumenta después del templeado. Como consecuencia de esto, las aleaciones con un contenido en aluminio entre 9,5 y 11% pueden ser ablandadas o endurecidas por un templeado según la temperatura elegida.

En lo que se refiere a la resistividad eléctrica, las curvas tendrían una forma análoga, porque el eutectoide es más resistente que la martensita a 11,8% aluminio, pero la martensita de 20% aluminio es más resistente que la solución alfa saturada. La Fig. 2.25 muestra que el templeado a 850°C de las aleaciones cobre-aluminio, cuyo contenido en aluminio es inferior a 10,5%, aumenta su resistividad (expresada en $\mu\Omega/\text{cm}^2$) y que disminuye aquella de aleaciones con un contenido superior a este límite.

Las aleaciones conteniendo más de 10% aluminio se usan actualmente en la industria norteamericana sobre todo en forma moldeada y recocida debido a su alta dureza para resistir al desgaste en casos de fricción contra acero (por ejemplo: cojinetes), pero su empleo obliga a cuidar las composiciones de manera muy estricta, ya que una desviación muy ligera de la composición química lleva como consecuencia variaciones considerables de las propiedades obtenidas.

El bronce de aluminio más común contiene solamente 10% aluminio y se trata a veces térmicamente. En general se temple en agua caliente después de calentamiento a 850°C. Se efectúa un revenido durante el cual la fase β se descompone produciendo un agregado muy fino de las fases $\delta + \beta$, duro y resistente, el cual permite obtener en esta aleación forjada las siguientes propiedades globales:

Límite elástico = 40 kg/mm^2 , resistencia a la tracción = 70 kg/mm^2 , alargamiento = 10%, dureza = 150. Estas propiedades son comparables a aquellas de los aceros pero mucho mayor resistencia a la corrosión.

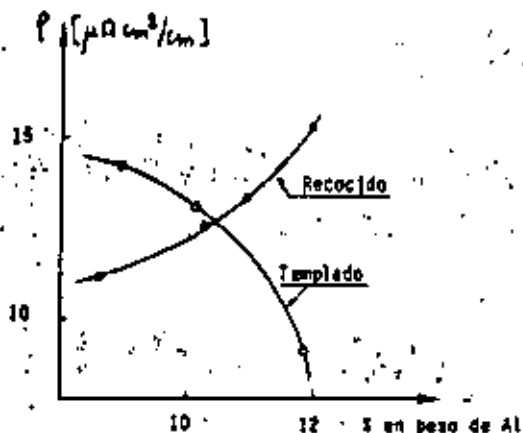


Figura 225 : Influencia del contenido en aluminio sobre la resistividad eléctrica de las aleaciones Cu-Al en estado recocido y templado

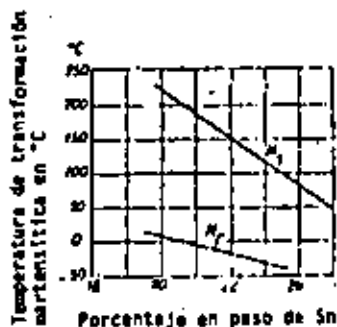


Figura 226 : Influencia del contenido en estaño sobre la variación de la temperatura de transformación martensítica de los broncees

2.5.3.2.2. Caso de los broncees.

Se encuentran transformaciones análogas para el caso de los broncees, aleaciones de cobre y estaño, cuyo contenido se encuentra entre 15 y 25% Sn.

Así, la aleación con 20% Sn, templada en agua fría a partir de 750°C forma una mezcla de la fase α y β' (El punto M_s de inicio de transformación martensítica durante el enfriamiento se encuentra entonces arriba de la temperatura ambiente) (Fig. 26).

2.5.3.2.3. Caso de los latones.

En fin, los latones 60/40 también pueden sufrir una transformación martensítica. El punto M_f se encuentra a temperatura ambiente para las aleaciones con aproximadamente 30% Zn (Fig. 2.27). Una transformación parecida a la transformación bainítica de los aceros se observó recientemente y la velocidad crítica de templeo es de 1000°C/seg.

2.5.3.3. Templeo por variación de solubilidad de un constituyente en estado sólido.

Este fenómeno bien conocido y utilizado en las aleaciones ligeras se denomina con unas expresiones más o menos correctas: endurecimiento estructural o físico-químico, templeo estructural, envejecimiento, endurecimiento por precipitación, etc.

Se aplican a las aleaciones constituidas en estado recocido de dos fases (Solución sólida de primer tipo y compuesto definido o solución sólida intermedia) y cuya solubilidad de la 2ª fase disminuye cuando baja la temperatura.

El orden de operaciones para realizar este tipo de tratamiento es el siguiente:

Calentamiento a alta temperatura con el fin de

permitir la disolución del compuesto definido en la solución sólida del primer elemento.

- Templado, generalmente en agua, para mantener a temperatura ambiente la solución sólida así sobresaturada en elemento de adición. En este estado templado, la aleación es maleable y puede entonces ser deformado (baja dureza, resistencia a la fractura, límite elástico y grandes alargamientos).

- Revenido por calentamiento a una temperatura moderada inferior a la temperatura deprecada en solución del compuesto definido, desarrollando modificaciones estructurales que posibilitan la obtención de interesantes propiedades mecánicas.

El proceso estructural a escala cristalina y escala micrográfica es comparado a aquel del envejecimiento de aleaciones ligeras (ver más adelante) y su teoría se describió en unos párrafos anteriores. En función de la temperatura de revenido y del tiempo de permanencia a esa temperatura se modifican las propiedades mecánicas, la resistencia a la deformación permanente aumenta mientras que la capacidad de deformación disminuye. La conductividad eléctrica se mejora ya que, para esta propiedad, la perturbación creada por esta precipitación del compuesto es menos importante que la fase disuelta.

Si el revenido se prolonga anormalmente (elevación de la temperatura y alargamiento del tiempo), el compuesto se precipita en forma más gruesa y lleva consigo una modificación de las propiedades: reducción limitada de dureza y de resistencia y ligero aumento del alargamiento y de la conductividad eléctrica. De esta manera es posible obtener un conjunto interesante de propiedades generalmente opuestas.

El tratamiento de estas aleaciones para endurecimiento por revenido presenta determinadas particularidades cuando una deformación mecánica se impone para el conformado. Así pues, después de un laminado en caliente, un laminado o estirado en frío tiene que efectuarse sobre la aleación templada. Para mantener la maleabilidad suficiente en el caso de fuertes deformaciones, es necesario efectuar un templado in

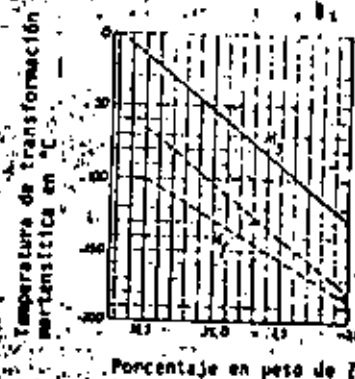


Figura 27. Influencia del contenido en Zn sobre la variación de la temperatura de transformación martensítica de los latones.

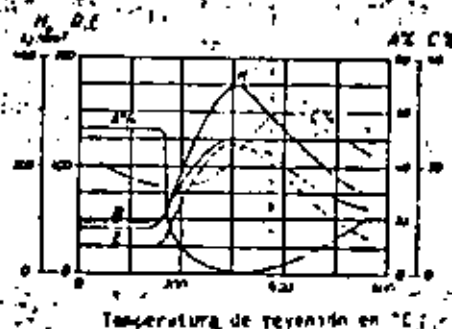


Figura 28. Variación de las propiedades (dureza Brinell H, resistencia a la ruptura R, límite elástico E, alargamiento A % y conductividad eléctrica C %) de un cobre-berilio con 2.2 % Be, laminado y templado desde 750 °C, en función de la temperatura de revenido para una permanencia de 4 horas a la temperatura.

termedio entre los pasos de deformación en frío.

A menudo, la influencia de esta deformación producida por el último paso de deformación en frío es favorable para las propiedades mecánicas deseadas. Cuando la temperatura de revenido es inferior a aquella de la recuperación de la deformación se mejoran la resistencia a la ruptura y la dureza, y, además, la presencia de deformación acelera la precipitación durante el revenido, lo que permite reducir el tiempo y el tratamiento. Para deformaciones demasiado fuertes, los esfuerzos a veces heterogéneos, presentes en la aplicación, se añaden a los esfuerzos normales de endurecimiento por revenido, llevando a un peligro de agrietamiento.

También es posible practicar deformaciones en frío sobre el material recocido, con recocidos intermedios de recristalización, si es necesario, pero esto no aumenta el número de operaciones de tratamiento global.

El cobre con berilo 2-2,5% no tratado puede ser maquinado mientras que, después de endurecimiento, sus propiedades mecánicas alcanzan valores muy elevados (resistencia a la ruptura = 125 kg/mm²) y su conductividad eléctrica en estado endurecido es igual a 35% de la del cobre puro.

La Fig. 38 represente la variación de ciertas propiedades en función de la temperatura de revenido. Aparece en la zona entre 300 y 400°C es particularmente favorecida para la elección que ofrece de combinaciones de propiedades deseadas.

Los cobres con 0,4-1% de cromo también son susceptibles de endurecerse por precipitación. Así, para la aleación de 0,5% de cromo, todo el cromo se encuentra disuelto a 1050°C por lo tanto la aleación es maleable después de un templeado, mientras que un revenido a 500°C durante 1/2 hora provoca la precipitación del cromo y endurece el metal (la dureza Brinell pasa de 55 a 110). Las curvas de variación de la dureza en función del tiempo de permanencia a diferentes temperaturas de revenido (Fig. 39) muestra que a 500°C, en menos de 1 hora, se alcanza la máxima dureza. Algunas veces se añade silicio a esta aleación (silicio/cromo inferior 1/10) para favorecer la precipitación que

se efectúa entonces en forma de siliciuro de cromo.

Finalmente mencionamos que en este grupo la aleación cobre-níquel-fósforo con un porcentaje de níquel y 0,2% de fósforo es más suave cuando se obtiene por templeado a partir de 930°C y puede ser endurecida por calentamiento a 500°C durante 1/2 hora (la dureza Brinell pasa de 50 a 150 y, en estado de laminación en frío, la resistencia a la fractura pasa de 35-50 kg./mm² a 50-70 kg./mm²).

Otras aleaciones de endurecimiento físico-químico se desarrollaron en los últimos años y sus campos de aplicación parecen extenderse constantemente. Así como entre los cupro-níqueles completos, hay que indicar algunas aleaciones:

Cu = 30%, Níquel = 69%, Berilo = 1%, obteniéndose después de templeado a 1025°C y revenido a 425°C una hora: resistencia a la fractura = 89 kg/mm² y alargamiento = 16%.

Cu = 84%, Ni = 8%, Sn = 8% en el cual el compuesto definido Ni₃Sn precipita durante el revenido a 325°C (5 horas).

Cu = 80%, Ni = 15%, Cr = 2%, Al = 3% experimenta un endurecimiento físico-químico con precipitación de compuestos complejos de níquel y de aluminio, además del cromo.

Los tratamientos, propiedades y aplicaciones de estas aleaciones puedan estudiarse en la temperatura correspondiente.

2.5.4 Tratamientos térmicos de las aleaciones de magnesio.

2.5.4.1 Principales aleaciones industriales del magnesio.

El magnesio puro tiene una resistencia mecánica demasiado baja para que pueda ser utilizado industrialmente, pero adiciones de elementos de aleación en pequeña cantidad, permiten obtener características aceptables. Prácticamente, las aleaciones conteniendo aluminio, zinc o ambos, se utilizan mucho más en la industria. El contenido total en elementos principales de aleación nunca sobrepasa los 17%.

El manganeso, con baja solubilidad en el magnesio en pre-



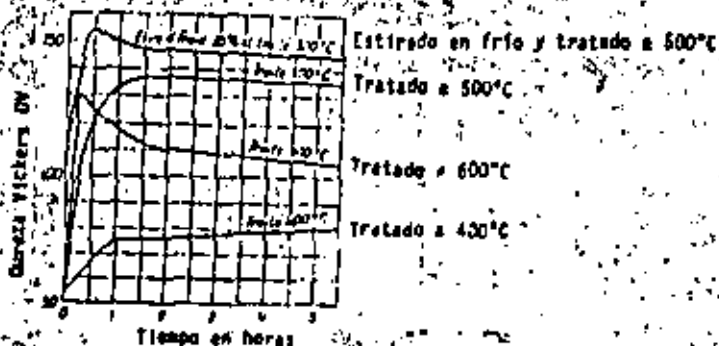


Figura 22: Variación de dureza Vickers DV en función del tiempo de permanencia a la temperatura, para diferentes temperaturas de revenido, sobre un cobre-cromo con 1% Cr templado desde 1050 °C



Figura 23: Diagrama Mg-Al
 Tratado
 Tratado rectificado
 (cambio por rayos γ)

sencia de aluminio, tiene por efecto el mejoramiento de la resistencia a la corrosión de la aleación eliminando el hierro (tampoco soluble) en forma de compuestos intermetálicos que se eliminan en la escoria. La tabla de la página siguiente representa una lista de las composiciones químicas de las principales aleaciones típicas de magnesio.

2.5.4.2 Tratamientos de Homogeneización.

Estos tratamientos se aplican en general a aleaciones con más de 6% de aluminio en las cuales el contenido en α no sobrepasa los 15% del contenido de aluminio. Con valores superiores a estos, la presencia del compuesto ternario $Mg_2Al_3Zn_3$ (Temperatura de fusión: 363°C) favorece el inicio de una fusión intercrystalina en detrimento al conformado del metal. Debido a su comportamiento durante el tratamiento térmico, estas aleaciones son similares a las aleaciones binarias Magnesio-aluminio (Fig. 40).

El objetivo del tratamiento de homogeneización es de disolver y de mantener a temperatura ambiente los elementos del eutéctico y como particularmente, Al, Mg_2 , factor de fragilidad. El tratamiento se hace por calentamiento progresivo. Debido a los riesgos de corrosión por oxidación, con penetración intergranular, se opera en atmósfera pasiva (CO_2 ó SO_2). El enfriamiento debe ser relativamente rápido.

Efecto del tratamiento.

Piezas moldeadas: Mejora de las características mecánicas.

Piezas destinadas al conformado: Mejoramiento de la plasticidad en caliente.

Homogeneización de aleaciones coladas.

Los ciclos de tratamientos se describen abajo. (Ver tabla página siguiente).

Control del tratamiento.

Tabla : Principales aleaciones de magnesio

	Símbolo	Composición teórica			
		Al %	Zn %	Mn %	Mg %
Aleaciones de colada	G-A6Z ₃	6	3	0.35	balanza
	G-A9	8.3	0.5	0.35	balanza
	G-A9Z ₁	9	1	0.35	balanza
Aleaciones de conformado	G-M2	-	-	1.8	balanza
	G-A3Z1	3	1	0.25	balanza
	G-A6Z1	6	1	0.25	balanza
	G-A7Z1	7	1	0.25	balanza

Tabla : Tratamientos de homogeneización para aleaciones de colada

Al % < 8	8 < Al % < 10	10 < Al % < 12
lado al aire ambiente :	Templado acelerado con aire soplado o en agua	Templado en agua :
2 horas subida de 300 a 390°C	2 horas subida de 340 a 390°C	2 horas subida de 340 a 390°C
8 horas permanencia a 390°C	8 horas permanencia a 390°C	8 horas permanencia a 390°C
8 horas permanencia a 400°C	8 horas permanencia a 400°C	10 horas permanencia a 400°C
6 horas permanencia a 410°C	10 horas permanencia a 410°C	12 horas permanencia a 410°C
24 horas (atmósfera SO ₂ o CO ₂)	20 horas permanencia a 420°C	48 horas permanencia a 420°C
	48 horas (atmósfera SO ₂)	72 horas (atm. SO ₂)

Nota : Con tratamientos de más de 48 horas, el grano empieza a crecer; después de 72 horas, el crecimiento es muy apreciable.

El control del tratamiento se efectúa por medio de 2 ensayos de tracción sobre muestras estándar (diámetro = 13,6mm) coladas y tratadas al mismo tiempo que las piezas. Este control se completa en general con un examen micrográfico.

Ejemplo: aleación G-AY

a) Estructura bruta de colada aparecen en los límites de grandes cristales de Al_2Mg_4 , blancos, envueltos de eutéctico gris oscuro.

b) Homogeneización incompleta: Cuando la duración o la temperatura del tratamiento son insuficientes los elementos del eutéctico sólo se disuelven parcialmente, y quedan visibles cristales de Al_2Mg_4 . En consecuencia, no se obtienen las características mecánicas óptimas de esta aleación.

c) Homogeneización correcta.

d) Accidentes.

Fusión intergranular:

Este accidente se provoca por un calentamiento demasiado rápido o por una temperatura final excesiva. Afecta en general las zonas presentando microporosidades antes de tratamiento. Se registra una caída brusca de las características.

Reprecipitación gruesa: Cuando el enfriamiento que sigue a la homogeneización es demasiado lento, los constituyentes pueden reprecipitar según un aspecto perlítico. Este efecto conduce a una sensible reducción de alargamiento a la fractura.

Caso de las aleaciones con contenido en Zinc superior al 15% del contenido en aluminio.

Excepcionalmente, este tratamiento se aplica en el caso de aleaciones en las cuales el contenido en Zinc es superior al 15% del contenido en aluminio.

Ejemplo: La aleación G-A6Z, se utiliza normalmente en estado de colado, pero es posible mejorar sus características por homogeneización. El tratamiento es muy delicado debido al riesgo de fusión del compuesto ternario Mg, Al, Zn , si el calentamiento es demasiado brusco: este consiste en un calentamiento progresivo en 24 horas, de 335 a 385°C bajo una atmósfera de CO_2 , seguida por un templeado al aire o en agua.

Resultados.

La siguiente tabla da unos resultados.

Homogeneización de aleaciones para conformado.

Este tratamiento se aplica a billetes antes de forjado para mejorar su plasticidad en caliente. Debido a su gran sección y a su tamaño de grano relativamente grueso, estas piezas tienen que sufrir un tratamiento más largo que las piezas de fundición.

Ejemplo: Aleación G-A₂: 2L billet diámetro superior 300mm. 24 horas a 380°C, 24 horas a 400°C, 24 horas a 410°C.

Aunque recomendado, el tratamiento bajo atmósfera (CO_2) no es indispensable, ya que la penetración de la oxidación intercrystalina es muy ligera, debido a la sección del billet.

Tratamientos de precipitación o revenido.

En general, estos tratamientos son posteriores al tratamiento de homogeneización. Su efecto es de provocar un endurecimiento estructural: Mejoramiento de la resistencia R y sobre todo del límite elástico y, sin embargo, con disminución del alargamiento A % y de la resistencia a la fatiga.

El principio del revenido se da provocar una reprecipitación tan fina como posible de los elementos del eutéctico por medio de una permanencia prolongada a una temperatura tal que el equilibrio inestable de la solución sólida se destruya parcialmente (En general entre 190 y 200°C).

Tabla : Resultados de unos tratamientos de homogeneización de aleaciones de magnesio para colada

Aleación	Estado	R kg/mm ²	E _{0.2} kg/mm ²	A %	DB	Límite de fatiga kg/mm ²
G-A9 colada en arena	colada, en bruto	16 a 18	8 a 10	3 a 5	50 a 60	6 a 8
	homogeneizado	23 a 27	10 a 11	7 a 11	50 a 60	9 a 11
G-A6Z ₃ , cola- da en arena	colada, en bruto	16 a 20	9 a 10	3 a 6	50 a 60	7 a 8
	homogeneizado	22 a 25	10.5/11.5	5 a 9	50 a 60	8 a 9

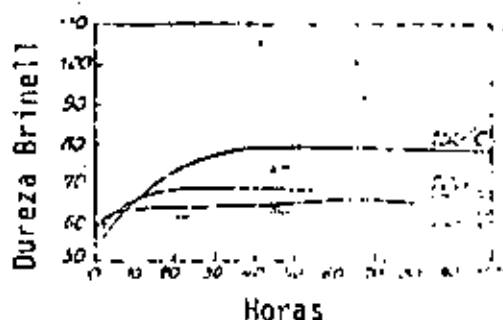


Figura 231 . Variación en función del tiempo de revenido de la dureza de la aleación G-A9 para temperaturas de 150, 200 y 250°C

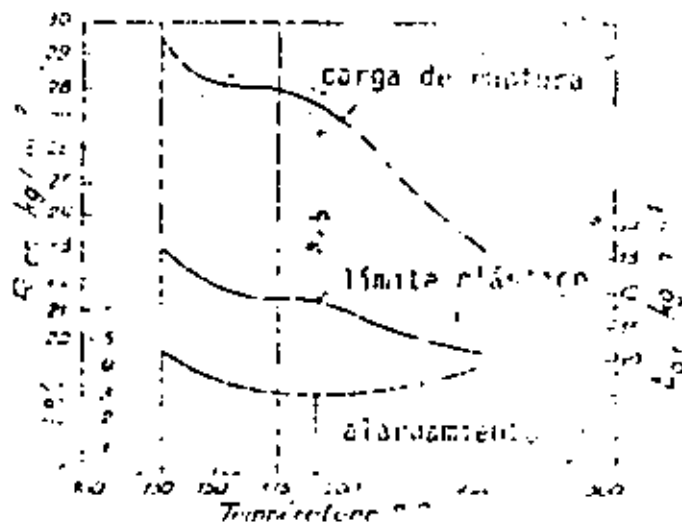


Figura 232 : Variación de R, E (kg/mm²) para la aleación G-A9 en función de la temperatura de revenido (tiempos de revenido correspondiendo a la dureza máxima)

Los mecanismos de esta transformación ya se estudiaron en párrafos anteriores.

Influencia del revenido sobre las características de la aleación.

Dureza.

a. El endurecimiento es ligero para contenidos en aluminio inferiores a 8%.

b. La velocidad y el valor del endurecimiento aumentan con el contenido en aluminio.

c. Las durezas más elevadas corresponden a las temperaturas de revenido más bajas, pero necesitan tiempo de revenido mayores.

d. Una prolongación excesiva del tratamiento reduce la dureza, pero solo ligeramente. (Fig. 2.31).

Características de tracción.

Ejemplo: G-A₂ (Fig. 2.32).

a. Las características mecánicas finales son tanto más elevadas cuanto más fina y más dispersa es la estructura, o sea para temperaturas de revenido más bajas (130°C).

b. Con temperaturas en aumento de 130 a 150°C, R y E experimentan una ligera reducción. Después de un alto entre 150 a 200°C, los valores disminuyen rápidamente, sobre todo R.

El alargamiento parece pasar por un mínimo para 175°C y luego se mejora ligeramente para temperaturas de tratamiento superiores. Así se obtienen las mejores características en tracción y la mayor dureza por un tratamiento de precipitación a bajas temperaturas. Desafortunadamente esto

implica duraciones de tratamiento bastante considerables y entonces poco económicas. El valor de las propiedades varía muy progresivamente en la práctica, y se elige un promedio: Temperatura algo elevada (150 a 170°C), duración algo más corta (16 a 24 horas).

Resultados: ver tabla de la página siguiente.

Tratamientos de alivio de esfuerzos para piezas moldeadas.

Las piezas moldeadas con formas algo complicadas presentan en general tensiones internas. Estas pueden ser eliminadas por medio de un calentamiento de 2 a 4 horas a 300°C aproximadamente, por un enfriamiento lento en el horno de recocido. Este tratamiento se efectúa bajo atmósfera controlada.

Tratamientos de estabilización de piezas deformadas.

Estos tratamientos se aplican en general a piezas forjadas o estampadas de aleaciones ricas en elementos de adición. (G-A₂Zl). Las piezas se templan en agua fría inmediatamente después de la última operación de deformación. Luego son estabilizadas a 150°C durante 4 a 6 horas en un baño de aceite.

Equipo y práctica de los tratamientos.

Las bajas temperaturas de tratamiento utilizadas para estas aleaciones hacen necesario el uso de hornos con convección forzada. Se trata en general de hornos eléctricos de resistencia.

La necesidad de operar bajo atmósfera protectora requiere el uso de hornos sellados. En el tipo clásico horizontal, es difícil asegurar el sellamiento de la puerta de carga. Actualmente, parece generalizarse el uso del horno tipo vertical o de campana o de base elevadora. El sellamiento está asegurado por un doble sello de arena y agua.

Las botellas de CO₂ gaseoso líquido se conectan al laboratorio

Tabla : Resultados del revenido de precipitación

Ataación	Estado	R kg/mm ²	E _{0.2} kg/mm ²	A %	Dureza Brinell	Límite de fatiga kg/mm ²
G-A9 colada en arena	homogenizado y revenido de 36 horas a 150°C	26 a 29	12 a 15	3 a 5	75 a 75	6 a 5

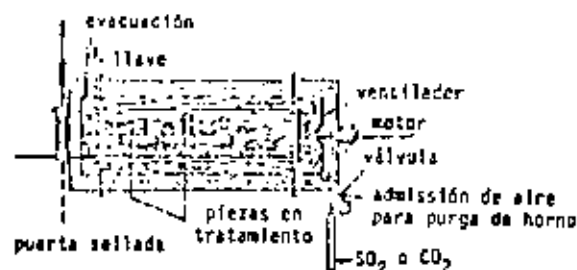


Figura 2.33 : Horno horizontal de resistencia eléctrica y de convección forzada para el tratamiento en atmósfera inerte de aleaciones de magnesio

del horno por una tubería provista de una llave de tres vías que permite eventualmente (hornos horizontales) la admisión del aire para eliminar la atmósfera del horno antes de abrir la puerta cuando el tratamiento termina.

También es posible producir el SO₂ directamente en el horno por combustión lenta de pirita depositada sobre un carrito. Se necesitan aproximadamente de 5 a 10 Kg de pirita por m³ de capacidad utilizada.

Los hornos se completan con un equipo de regulación de temperatura con exactitud de 5°C y un sistema de programación de temperatura.

La utilización de una atmósfera de SO₂ lleva consigo la utilización de resistencias de ferrosilicaciones al cromo con bajo contenido en aluminio o bien de níquel-cromo (Figs. 2.33 y 2.34).

Características de instalación.

- Potencia del horno: de 100 a 200 Kw. carga de 500 a 1000 Kgs de piezas. 2 euros de calentamientos: conexión.
- Consumo de energía: Para la homogeneización: 200' kws por 100 Kgs. de piezas. Para el revenido: 250 kWh por 100Kgs. de piezas.
- Consumo de gas CO₂ o SO₂: 40 kgs. en total por tratamiento, incluyendo la evacuación, para un horno de capacidad útil de 2.6 m³ con cargas de 350 a 500 Kgs. de piezas.
- Sobrepresión en el horno: 5 a 10 mm de agua.
- Concentración de la atmósfera: la inexactitud de la dosificación de la atmósfera de los hornos, efectuada durante el trabajo, no permite determinar exactamente la concentración de gas. Sin embargo, puede ser evaluada a: CO₂ : 0 a 10%. SO₂ : 10 a 40%.

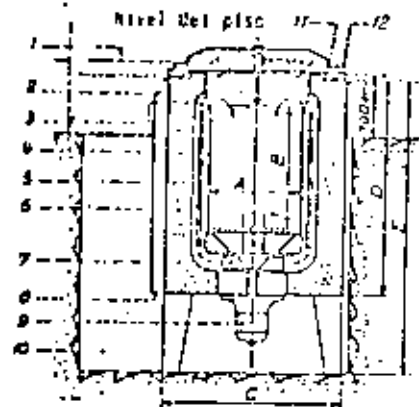


Figura 2.34 : Horno vertical de resistencia eléctrica y convección forzada para el tratamiento en atmósfera inerte de aleaciones de Mg

- | | |
|-------------------------------|-------------------------|
| 1. tapa corredora | 7. turbina centrífuga |
| 2. guías de centrado | 8. carter de conexiones |
| 3. termopar | 9. motor eléctrico |
| 4. canasta removible | 10. fosa |
| 5. elementos de calentamiento | 11. empaque de arena |
| 6. aislante térmico | 12. empaque de agua |

2.5.5 Endurecimiento por precipitación en acero.

El endurecimiento por precipitación en los aceros es de interés secundario comparado con el endurecimiento por temple, pero existen algunos aspectos de la precipitación en las aleaciones con base de hierro a los que merece prestar atención. Los aceros con bajo contenido de carbono, son susceptibles a un fenómeno de envejecimiento que puede tener dos efectos perjudiciales. Puede producir deformación no uniforme durante el trabajo plástica en frío, con la presencia de las líneas de Lüders (Fig. 2-35) que perjudican la apariencia superficial. La reacción de envejecimiento puede reducir también la ductibilidad del acero y hacerlo inadecuado para aplicaciones difíciles de embutido de chapas. Insteo que estas dificultades son producidas por una reacción de envejecimiento, se las puede evitar si la chapa de acero se deforma antes de que pueda producirse esta reacción. Por ejemplo, los aceros enfriados rápidamente desde 704°C (1300°F) están en condición de tratamiento por disolución con respecto a esta reacción de envejecimiento y envejecerán, durante un período de tiempo a una temperatura baja (temperatura ambiente), aproximadamente en forma indicada esquemáticamente en la Fig. 2.17. De este modo, siempre que se haya sometido un acero a la operación de deformación, dentro de unas pocas horas después de un tratamiento de disolución, no será afectado seriamente por envejecimiento (conocido en este caso como envejecimiento de temple).

Hay un segundo remedio, más práctico, contra este efecto de envejecimiento de los aceros de bajo carbono. El envejecimiento se produce a causa de los átomos de carbono y de nitrógeno que forman una atmósfera de Cottrell (Fig. 2.35) en las dislocaciones.

Por lo tanto, si se puede provocar en el acero incluso el movimiento más ligero a lo largo de los planos de deslizamiento, los átomos de carbono y de nitrógeno quedarán separados de las dislocaciones y el acero se comportará en la misma forma que después del tratamiento de disolución. Para este fin se da una pasada de laminación en frío con 1/2 a 1 1/2% de reducción ("skimpas"). Durante varias semanas después de este laminado, el acero se conformará satisfactoriamente, pero con el transcurso del tiempo la reacción de envejecimiento (denominada envejecimiento de deformación) producirá una regresión a la indeseable condición de envejecido. La eliminación permanente



Figura 235 : Representación esquemática de la aparición de Bandas de Lüders en una probeta deformada por prueba de tracción

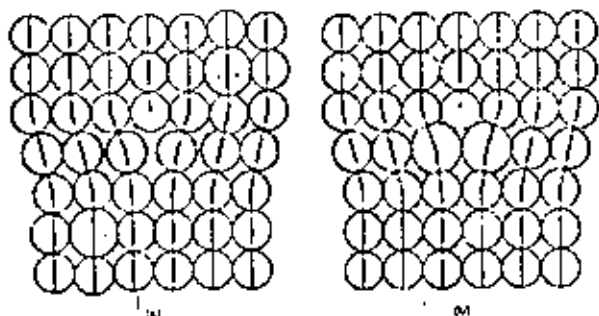


Figura 235' : Formación de una atmósfera de Cottrell cerca de una dislocación de borde : a. átomos disueltos grandes causan energía de deformación, b. en esta posición, se reduce la energía de deformación

de los efectos de envejecimiento se obtiene si, en lugar de aceros efervescentes ordinarios, se emplean aceros calmados de costo más elevado.

Los tres ejemplos siguientes de endurecimiento beneficioso del acero por precipitación, son considerables de importancia industrial. Los aceros con contenidos aproximados de un 1% de cobre pueden experimentar un aumento de 17,5 Kg./mm² (25,000lb/pulg²) en su límite de fluencia por un tratamiento de precipitación, con solo un descenso moderado de la ductilidad. Una ventaja adicional de estos aceros con contenido de cobre es su resistencia a la corrosión atmosférica significativamente mayor.

El endurecimiento por precipitación del acero de herramienta y del acero inoxidable por medio del empleo de aluminio, es un segundo ejemplo. Con anterioridad al desarrollo de esta técnica, el popular acero inoxidable 18-8 solamente podía ser endurecido por medio de la deformación en frío. El tercer ejemplo, uno de los peor comprendidos de esta reacción de los aceros, es el endurecimiento secundario de los aceros rápidos de herramientas que ha sido atribuido a la precipitación de un carburo complejo.



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y SUS APLICACIONES

CAPITULO III

LAS TRANSFORMACIONES Y LOS DIAGRAMAS TTT Y CCT

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

JUNIO, 1982

CAPITULO III

LAS TRANSFORMACIONES Y LOS DIAGRAMAS TTT Y CCT

INDICE

3. Transformaciones en el acero	
3.1 El hierro puro	3-1
3.1.1 Propiedades físicas y mecánicas del hierro puro	3-2
3.1.2 Estructura cristalina y transformaciones del hierro puro	3-3
3.1.3 Propiedades mecánicas del hierro puro y de monocristales de hierro	3-9
3.1.4 Propiedades físicas del hierro puro	3-10
3.2 Aleaciones hierro-carbono	3-15
3.2.1 El sistema Fe-C	3-17
3.2.2 Impurezas e inclusiones	3-22
3.2.3 Macroestructura del acero	3-28
3.2.3.1 El lingote	3-29
3.2.3.2 La macroestructura del producto deformado en caliente	3-34
3.2.4 Microestructura del acero	3-35
3.2.4.1 La transformación de la austenita	3-35
3.2.4.2 Apariencia de los constituyentes	3-37
3.2.4.3 Propiedades mecánicas de los constituyentes	3-41
3.3 Transformaciones de las aleaciones Fe-C	3-43
3.3.1 Austenitización	3-43
3.3.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación gamma-alfa	3-44
3.3.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido Fe-C sobre la transformación austenita-ferrita	3-47
3.3.4 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la formación de la perlita	3-49
3.3.5 Martensita	3-53
3.3.5.1 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación martensítica	3-54
3.3.5.2 La estructura de la martensita	3-55
3.3.5.3 Cambios dimensionales asociados con la formación de la martensita	3-59
3.3.5.4 Austenita residual	3-60
3.3.5.5 El revenido de la austenita	3-63
3.3.6 Constituyentes intermedios	3-66
3.3.6.1 Trostita primaria (de templado)	3-66
3.3.6.2 Trostita secundaria (de revenido)	3-67
3.3.6.3 Bainita	3-67
3.4 Los diagramas TTT y CCT	3-68
3.4.1 Los diagramas TTT o de transformación isotérmica	3-68
3.4.1.1 Importancia de la forma de los diagramas TTT y del mecanismo de las transformaciones	3-71
3.4.1.2 Interpretación de los diagramas TTT	3-74
3.4.2 Curvas CCT o de enfriamiento continuo	3-81
3.4.2.1 Introducción	3-81
3.4.2.2 Interpretación de los diagramas CCT	3-82
3.5 La aplicación de los diagramas TTT y CCT	3-87
3.5.1 Curvas de transformación isotérmica o diagramas TTT	3-88
3.5.2 Utilización práctica de los diagramas CCT	3-91
3.5.2.1 Apreciación de la templabilidad de un acero	3-91
3.5.2.2 Aplicación a los tratamientos térmicos	3-92
3.5.2.3 Utilización de curvas de enfriamiento continuo trazadas sobre lámina transparente	3-96
3.5.2.4 Aplicación de las curvas CCT para prever el contenido en austenita residual de piezas templadas	3-98

Transformaciones en el acero.

3.1 El hierro puro.

Desde luego, la denominación "hierro puro" es relativa.

Las propiedades del hierro absolutamente puro no se conocen más que aproximadamente por extrapolación, ya que el grado de pureza absoluta no puede ser obtenido y además no tiene importancia práctica. Sin embargo la expresión "hierro puro" tiene sentido especial cuando se utiliza en contraposición al término "acero" con que se denomina siempre a una aleación de hierro con carbono, y sobre todo, cuando el verdadero grado de pureza del "hierro" es disponible.

Durante los últimos años se hicieron progresos muy importantes en la producción de hierro con muy alto grado de pureza. Los procesos técnicos usuales de producción se basan en la purificación del hierro puro después de la reducción de los óxidos; pero lo cual existen métodos muy diversos como electrolisis, la oxidación selectiva en estado líquido, recocido o fundición en alto vacío y repetición de cristalizaciones controladas en el proceso de la fusión fraccionada o fusión en zonas.

En la tabla 3.1 se dan las composiciones de algunas variedades usuales de hierro técnicamente puro.

Tabla 3.1: VARIETADES TÉCNICAS DE HIERRO PURO

denominación	C %	Si %	Mn %	P %	S %	O %
HIERRO ARMO	0.015	0.01	0.02	0.01	0.02	0.15
HIERRO CARBONIL	0.01	TRAZAS	--	TRAZAS	0.004	0.5
HIERRO ELECTROLÍTICO	0.008	0.007	0.002	0.006	0.003	--
HIERRO DE ALTO VACÍO	0.001	0.003	--	0.0005	0.0026	0.0004

El nombre "hierro ARMO" es un nombre comercial derivado del fabricante inicial, la "American Rolling Mill Co".

En realidad, el hierro ARMO es un acero producido en el horno Siemens-Martin, en el cual el carbono y los elementos de elaboración Si y Mn son reducidos hasta un mínimo por oxidación. Este material se utiliza sobre todo por sus propiedades magnéticas y como material de base para la producción de aceros aleados.

El "Hierro Carbonil" se utiliza sobre todo en la metalurgia de polvo, por su alto grado de pureza y porque es producido precisamente en forma de polvo. Durante la sinterización en vacío o en atmósfera de hidrógeno, se bajan aun más los contenidos de C, S y N.

El hierro electrolítico se produce en una proporción relativamente pequeña. Con frecuencia es purificado además por fundición en alto vacío o por cristalización múltiple en fusión de zonas. De esta manera es posible elevar tanto el grado de pureza que la suma de las impurezas no es superior a unas cuantas partes por millón.

3.1.1 Propiedades físicas y mecánicas del hierro puro.

Constantes físicas

Peso atómico	55.85 g/mol
Estructura cristalina	CCcC α: parámetro a (910°C) = 2.866 Å CCcC δ: parámetro a (1425°C) = 2.94 Å CCcC γ: parámetro a (950°C) = 3.656 Å
Densidad relativa (20°C)	7.87
Punto de fusión	1539°C
Calor específico	α (20°C-700°C) : 0.1075-0.230 cal/gr-°C γ (25°C-1500°C) : 0.1220-0.171 cal/gr-°C
Calor latente de fusión	64.9 cal/mol
Coefficiente de dilatación térmica	α (100-600°C) : (12.4-16) × 10 ⁻⁶ / °C γ (900-1110°C) : promedio (23.4) × 10 ⁻⁶ / °C
Resistividad eléctrica (0-900°C)	9.8-114 μ Ω . cm.
Coefficiente de conductividad térmica (0-800°C)	0.18-0.07 cal/cm ² seg °C
Punto de Curie	768°C

Propiedades Mecánicas

Resistencia máxima (límite)	: 10-29 kg/mm ²	= σ_R
Límite elástico	: 10-17 kg/mm ²	= σ_E
Porcentaje de elongación	: 40-50%	
Tracción (reducción de área)	: 80-93%	
Dureza (Brinell)	: 45-55 DB	
Módulo de elasticidad	: 21000 kg/cm ²	

Con excepción del módulo de elasticidad, las propiedades mecánicas dependen mucho de la estructura.

3.1.2 Estructura cristalina y transformaciones del hierro puro.

Varios metales como el hierro, el estaño, el cobalto, el manganeso, el plutonio, etc., son polimorfos, es decir, a una temperatura determinada la red cristalina cambia de un tipo a otro. Esta transición es una recristalización y por lo tanto un fenómeno de nucleación y de crecimiento de los núcleos. (polimorfismo, transformación alotrópica).

Una vez que la temperatura termodinámica real de la transición está excedida en sentido ascendente o en sentido descendente, se forman núcleos de la nueva fase.

Este tipo de recristalización tiene mucho más semejanza con la solidificación que con la recristalización de un metal deformado en frío, ya que encontramos aquí una transición de fase, es decir, una reconstrucción total de la estructura cristalina durante la cual los límites de grano no se conservan de ninguna manera. En general el nuevo grano va a distinguirse en tamaño, forma y límites, de los demás (existen algunas excepciones).

Los cambios en las propiedades del metal que acompañan a tal transformación, son principalmente la consecuencia de la modificación de la red cristalina que determina las propiedades intrínsecas del metal y mucho menos la consecuencia de los cambios de distribución, es decir, del nuevo grano de la masa policristalina. En general, es por el cam-

bio súbito de una propiedad intrínseca (p.ej. volumen específico) que determina el punto de transformación alotrópica.

De todas las transformaciones alotrópicas de metales, las más importantes son las del hierro. Estas transformaciones son aparentes en la curva de calentamiento (diagrama de fundición) y de enfriamiento (diagrama de solidificación) en la Fig. 3.1. La curva de la izquierda (de enfriamiento) muestra de arriba hacia abajo en primer lugar el importante sitio de temperatura que se manifiesta en el punto de solidificación. El hierro cristaliza en una red cúbica centrada en el cuerpo; esta fase es estable desde la temperatura de solidificación de 1539 C hasta 1400 C y se llama hierro δ .

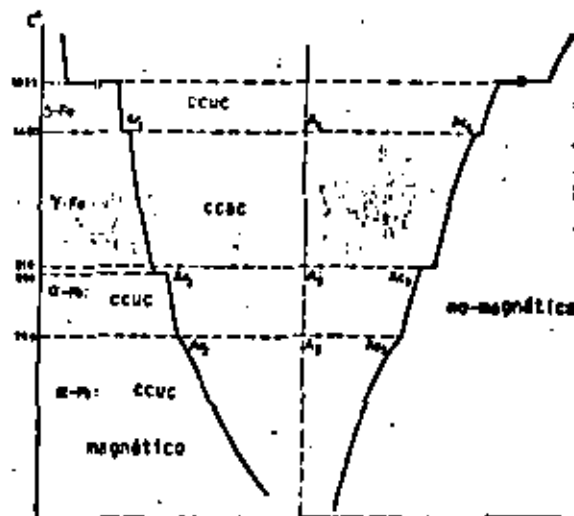


Figura 3.1: Transformaciones alotrópicas del hierro puro.

A la temperatura de 1400 C se produce la primera recristalización: la red cúbica centrada en el cuerpo se transforma en una red cúbica de caras centradas (hierro γ).

Como se observa por el salto de temperatura durante la transformación y según la regla de las fases de Gibbs ($V - 1 - 2 = 0$), la transformación ocurre a temperatura constante. La nueva red cristalina es la red γ y tampoco se conserva hasta la temperatura ambiente, ya que a los 898°C se transforma otra vez en una red cúbica centrada en el cuerpo, la que ahora llamamos red δ . Lo anterior también ocurre a una temperatura constante. Las temperaturas de transformación de la Fig. 3.1 corresponden a un calentamiento o enfriamiento muy lento y pueden entonces ser aceptadas como temperaturas de equilibrio. La posición del punto A_1 es muy sensible a la velocidad de enfriamiento o de calentamiento. Para una velocidad de enfriamiento de 2°C / minuto el punto A_1 se localiza a 898°C y para una velocidad de enfriamiento de 12°C / minuto se localiza a 892°C.

Estas transformaciones, en principio reversibles, no ocurren a las temperaturas de equilibrio, sino con un subenfriamiento o un sobre-calentamiento que depende de la velocidad de enfriamiento o calentamiento.

La diferencia entre A_1 y A_2 se llama histéresis térmica. Es sobre todo la transformación en enfriamiento que está retardada y ocurre siempre con un sub-enfriamiento.

Los calores de transformación de los diferentes niveles son:

solidificación	65 cal/gramo
$\delta \longrightarrow \gamma$	1,7 cal/gramo
$\gamma \longrightarrow \delta$	3,68 cal/gramo

Tiene lugar además otra anomalía a los 768°C. Aquí no se trata como se pensaba anteriormente, de una transformación alotrópica, sino solamente de un cambio a nivel atómico acompañado de un cambio en las propiedades magnéticas.

El punto A_2 (r y c) no corresponde a un verdadero escalón en la curva temperatura-tiempo, sino solamente es un modo representativo de la variación del calor específico. Este sube rápidamente desde 0,23

a 700°C hasta 0,32 a 768°C y recae enseguida para llegar a 0,21 a los 800°C. (Fig. 3.7).

El punto A_2 se llama punto de Curie o temperatura de Curie; por debajo de este punto el hierro es ferromagnético, por arriba de este punto el hierro es paramagnético. También se habla de hierros magnético y no magnético. La transición de una variedad a otra muestra una discontinuidad pronunciada a los 768°C, pero en realidad se extiende sobre una cierta zona de temperatura.

Una verdadera recristalización ocurre únicamente en los puntos A_1 y A_2 . En relación con las letras universalmente utilizadas para indicar las transformaciones alotrópicas del hierro, es conveniente mencionar el origen de éstas.

A = inicial de la palabra francesa "Arret" = parada, alto.
 r = inicial de la palabra "refroidissement" = enfriamiento.
 c = inicial de la palabra "chauffage" = calentamiento.

La primera discontinuidad de la curva temperatura-tiempo fue descubierta en los aceros y nombrada A_1 de ahí la serie de símbolos A_1, A_2, A_3, A_4 cuando no se especifica, y Ac_1, Ac_2, Ac_3, Ac_4 en calentamiento, Ar_1, Ar_2, Ar_3, Ar_4 en enfriamiento. Más adelante se explicará por qué A_1 no aparece en la curva de enfriamiento/calentamiento del hierro puro.

Las denominaciones de hierro α , hierro γ , hierro δ , fueron introducidas hace mucho tiempo y son utilizadas en forma general, derivadas del análisis térmico como aparece en la Fig. 3.1. Esto sucedió mucho antes de que se supiera que las diferentes variedades del hierro correspondían diferentes redes cristalinas, lo cual se descubrió en 1921 mediante el análisis con rayos X. En estos experimentos apareció también que en realidad no había ^{dos} variedades de hierro, es decir, el hierro α y el hierro γ , ya que el hierro α y el hierro δ son idénticos en estructura. El parámetro de la red del hierro α extrapolado hasta la temperatura t concuerda con el valor encontrado experimentalmente para el hierro δ . (Ver Fig. 3.2).

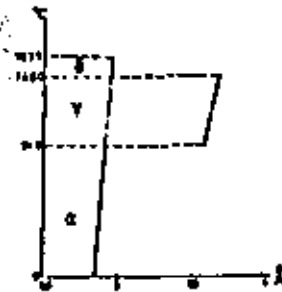


Figura 3.2: Parámetro de las redes cristalinas del hierro puro en función de la temperatura.

Las transformaciones alotrópicas del hierro están acompañadas de un cambio súbito de volumen. Debido a eso, el hierro γ tiene a la misma temperatura que el hierro α una densidad más grande: Fig. 3.3.

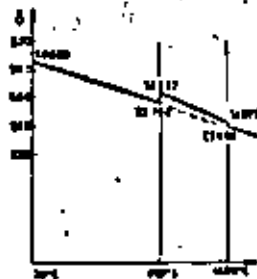


Figura 3.3: Densidad del hierro en función de la temperatura.

Los puntos de transformación del hierro y del acero se determinan a menudo por dilatometría. Actualmente, los métodos dilatométricos se utilizan aún más que los térmicos, o sea, que los métodos basados sobre el cambio súbito del contenido total de calor.

Se supuso mucho tiempo que los fenómenos de histéresis térmica dependían solamente del grado de pureza y de la velocidad de enfriamiento o calentamiento, y se pensó poder concluir que esta histéresis desaparecía en el hierro muy puro y con cambios de temperatura muy lentos. Como no es el caso, se acepta ahora que en estas transformaciones los niveles de energía de los últimos electrones de la capa del átomo de hierro, los cuales son responsables de las fuerzas de atracción y por lo tanto de la red cristalina, se cambian de repente, y que por esto se necesita una energía de activación. Esto se confirma por mediciones del calor específico.

La posición de los puntos de transformación A_1 y A_2 depende de varios factores. Una compresión muy alta, baja los puntos A_1 aproximadamente 5°C por cada 1000 Kg/cm^2 sin embargo, la influencia principal se debe a los elementos de aleación como se analizará posteriormente.

Durante las diferentes transformaciones, la mayoría de las propiedades físicas como densidad, coeficiente de dilatación térmica, capacidad de conducción, etc., experimentan un cambio brusco. El cambio más importante es el de la solubilidad de los mayores elementos de aleación, principalmente del carbono. Esto es la base de la técnica de los tratamientos térmicos del acero.

Otro aspecto interesante de la relación que existe entre las fases α y γ aparece cuando se examina la mayoría de las propiedades físicas del hierro, especialmente de las constantes de la red, en función de la temperatura. La curva para la fase γ se encuentra exactamente sobre la prolongación de la curva para la fase α , como si la variación de una constante física en el trayecto de temperatura solamente se hubiera interrumpido temporalmente durante la aparición de la fase γ . Esto es visible en la curva de los parámetros de la red del hierro en la fig. 3.2.

Esta continuidad aparece aún mejor en muchas aleaciones binarias del hierro con otros elementos, ya que muchos elementos pueden reducir la zona γ (véase más adelante).

3.1.3 Propiedades mecánicas del hierro puro y de monocristales de hierro

Las propiedades mecánicas de monocristales son claramente anisotrópicas. Incluso en un material policristalino con orientación de granos totalmente arbitraria, las propiedades mecánicas del material no serán el promedio aritmético de aquellas medidas en un monocristal en diferentes direcciones cristalográficas. Esto aparece por ejemplo en la relación de Hall-Petch sobre la influencia del tamaño del grano sobre las propiedades mecánicas: $\sigma_s = \sigma_0 + K d^{-1/2}$, en donde

σ_s = límite elástico

σ_0 = constante

K = constante de Hall-Petch

d = diámetro del grano

Muchas veces, durante la deformación de un metal, los granos se orientan más o menos según ciertas direcciones preferidas. Debido a esto, la anisotropía de las propiedades mecánicas de los granos aislados puede también aparecer en la masa policristalina.

Es posible medir muy precisamente la anisotropía de cristales de hierro por medio del módulo de elasticidad en diferentes direcciones cristalográficas. En cristales muy puros se determinaron los valores siguientes:

en la dirección [100] (arista de la celda)	11500 Kg/mm
en la dirección [111] (diagonal en el espacio)	29000 Kg/mm
en la dirección [110] (diagonales de cara)	21600 Kg/mm

Es claro que la mayor resistencia a la deformación elástica se produce en la dirección de mayor empaquetamiento.

La deformación plástica tiene lugar principalmente por deslizamiento en la dirección de la diagonal espacial, sobre los planos de mayor empaquetamiento, como el [110]. Sin embargo, hay deslizamiento también en diferentes direcciones cristalográficas no precisas.

El esfuerzo cortante crítico depende mucho del grado de pureza y aumenta con una reducción de temperatura porque hay menos posibilidades de deslizamiento. Por eso, los valores medidos demuestran una dispersión importante. Para hierro Armco a temperatura ambiente se encontraron los siguientes valores extremos:

Límite elástico	$\sigma_s = 8.2 - 13.2 \text{ Kg/mm}^2$
resistencia a la ruptura	$\sigma_r = 15.6 - 22.8 \text{ Kg/mm}^2$
porcentaje de elongación	$\epsilon = 84 - 17 \%$

3.1.4 Propiedades físicas del hierro puro

1) Ya que la magnetización se debe a una orientación de pequeños dominios dentro de la red cristalina, la fuerza para esto dependerá mucho de su dirección con referencia a la red cristalina. Por eso se distinguen en los monocristales direcciones de magnetización fáciles y difíciles. Esta sensibilidad a la dirección es menos pronunciada para la red cúbica centrada del hierro que para la red hexagonal del cobalto (Fig. 3.4a y 3.4b).

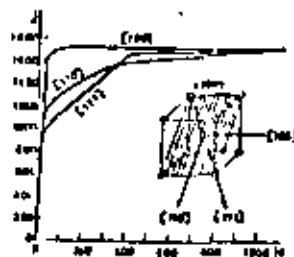


Figura 3.4a: Curvas de magnetización del cristal de hierro puro

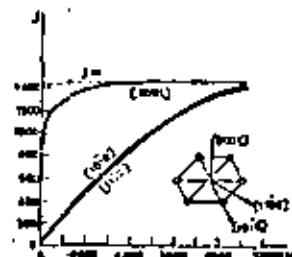
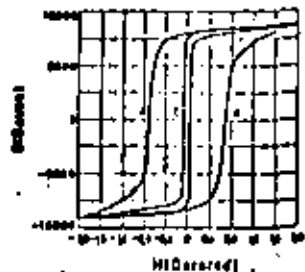


Figura 3.4b: Curvas de magnetización del cristal de cobalto puro.

En un material magnético blando, se busca el mínimo de obstáculos al movimiento de las paredes entre los dominios magnéticos. Que da por tanto claro que las propiedades magnéticas del hierro dependen mucho del grado de pureza y del tamaño del grano. Esto está ilustrado en las Figs 3.5 y 3.6 por la influencia de un proceso de purificación con hidrógeno y del grado de deformación en frío sobre la curva de histéresis del hierro.

Figura 3.5 : Curva de histéresis de hierro Armo.



- a. recocido
- b. recocido en hidrógeno

Figura 3.6 : Curvas de histéresis de hierro electrolítico.



- a. recocido
- b. deformación en frío: 10%
- c. deformación en frío: 75%

En contraposición a esto, la posición del punto de Curie depende sólo ligeramente de los pequeños contenidos de impurezas.

2) El calor específico del hierro depende mucho menos del grado de pureza que las propiedades magnéticas.

La variación del calor específico es sobre todo importante en los puntos de transformación, como se puede apreciar en la Fig. 3.7. Como ya se dijo anteriormente, el calor específico presenta una variación fuerte cerca del punto de Curie (A_1). En la gráfica de enfriamiento (Fig. 3.1) aparece por eso un cambio en la pendiente en forma de codo. En el punto A_2 , la curva tiene un valor mayor para el hierro α y un valor menor para el hierro β (Fig. 3.7). En el punto A_4 se produce lo contrario y la extrapolación de la curva de la zona α coincide con la curva del hierro β .

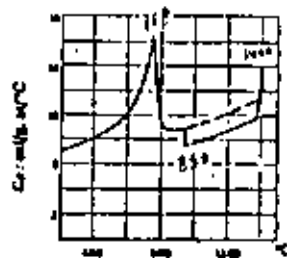


Figura 3.7 : Calor específico c_p del hierro en función de la temperatura.

3) Como para la mayoría de los sólidos, el coeficiente de expansión o dilatación térmica del hierro sube con la temperatura. Esto es válido igualmente en las zonas α , β y γ . Sin embargo, ocurre una anomalía en la zona α para el punto A_1 , como se aprecia en la Fig. 3.8.



Figura 3.8 : Coeficiente de dilatación térmica lineal δ del hierro en función de la temperatura.

Durante la transición del estado ferromagnético al estado paramagnético desapareciendo poco a poco el magnetismo espontáneo, ocurre un efecto de "magnetostricción" que reduciría el volumen hasta en un 1.6% aproximadamente si no fuera que existe una compensación por la dilatación térmica.

Entonces, la trayectoria del coeficiente de extensión como se representa en la fig. 5.8, está definida por debajo del punto A_2 por la suma algebraica de la reducción de volumen por magnetostricción y del aumento de volumen por dilatación térmica. Esto explica el aumento brusco del coeficiente de extensión arriba del punto A_2 .

Entre temperatura ambiente y 100°C , el coeficiente de dilatación del hierro α es de 10×10^{-6} a $11 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$, del hierro γ de 900 a 1000°C 21×10^{-6} a 23.5×10^{-6} , los valores para el hierro δ , o sea 16×10^{-6} a $19.5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ a 1400°C , corresponden con los valores del hierro extrapolados hasta esa temperatura.

4) Como la conductividad térmica y eléctrica del hierro puro es industrialmente menos importante que la de los metales cobre y aluminio, se conocen menos datos sobre la influencia de pequeños contenidos de impurezas. Sin embargo, aquí también es válida la regla de que la conductividad eléctrica y térmica disminuye por la adición de pequeñas cantidades de elementos ajenos y que el efecto depende del arraigamiento en el sistema periódico entre el elemento aleado y el elemento de base, (regla de Harbury).

El aumento de la resistividad eléctrica del hierro puro con la adición de varios elementos, está ilustrada por los siguientes datos (en micro-ohm para un por ciento atómico del elemento ajeno).

Elemento	Co	Ni	Cu	Au	Cr	Al	P	C
Aumento	1,0	1,5	4,5	4,9	5,0	5,8	6,1	7,3

5) En la serie electroquímica de los elementos, el hierro tiene un potencial estándar de $0,42\text{V}$ anódico comparado con hidrógeno, o sea el hierro es menos noble que el hidrógeno, entonces, activo. También es menos noble que el Cu ($0,34\text{V}$ catódico), pero más noble que el Zn ($0,76\text{V}$ anódico). Por lo tanto el hierro es atacado por el agua y por ácidos rápidamente. Sin embargo, la resistencia a la corrosión depende mucho del grado de pureza del metal.

Puede ocurrir en el hierro el fenómeno de la "pasivación" en un medio oxidante (por ejemplo ácido nítrico concentrado) por la formación de una capa de óxido que impide la continuación de la oxidación.

Además, debido a la presencia de determinados elementos de aleación como el cromo, ya ocurre pasivación con contenidos muy bajos en oxígeno del medio oxidante.

Las aplicaciones muy importantes de los aceros inoxidables se basan sobre este comportamiento, el cual será discutido más adelante.

3.1 Aleaciones hierro-carbono

El carbono puede encontrarse en aleaciones Fe-C, en tres formas diferentes:

- en solución intersticial.
- en forma elemental, como grafito.
- en forma del compuesto carburo de hierro; Fe_3C

El carbono en su forma elemental solamente ocurre en fundición (véase más adelante). El único carburo de hierro que puede existir aunque sea en forma inestable, o sea no-termodinámico, al lado de soluciones sólidas de carbono en hierro, es el Fe_3C rombocédrico, llamado cementita, por lo cual en el diagrama de fases Fe-C, solamente se refiere al carburo de hierro Fe_3C . Sin embargo pueden existir en aleaciones Fe-C, carburos de composiciones diferentes, pero estos carburos solamente se forman y existen a temperaturas debajo de 300°C. Durante el revenido de la martensita a baja temperatura se forma el carburo hexagonal Fe_7C_3 , con frecuencia llamado carburo- ϵ en analogía con el nitruro- ϵ de hierro que tiene una red cristalina muy semejante. La composición de ese carburo depende de las condiciones de formación y sobre todo de la temperatura. Como se desva mucho de la fórmula Fe_7C_3 , se puede considerar ese carburo como una fase intermedia con zona de solución muy larga. Sólo se puede identificar en esa zona el "percarburo" $Fe_{10}C_7$, que se forma durante el revenido de la martensita a los 300°C pero no se conoce exactamente la estructura cristalina. El mecanismo según el cual estos carburos se convierten en cementita arriba de los 300°C, tampoco está completamente conocido hasta ahora.

Las aleaciones industriales de Fe-C se clasifican independientemente de los demás elementos de aleación, según el contenido en carbono, con clasificación principal:

- acero : menos de 1,7 %
- fundición : más de 1,7 %

Nota: la concentración límite entre el acero y fundición corresponde a un determinado punto del diagrama Fe-C cuyos datos de concentración y temperatura varían según la literatura utilizada.

En los aceros el nombre se refiere a la relación que existe entre el contenido en carbono y la dureza, o sea:

- | | | |
|---------------|-----------------|------------------------|
| • muy suave | : C < 0,1% | también se usa "dulce" |
| • suave | : 0,1 - 0,25 % | en lugar de "suave" |
| • medio-suave | : 0,25 - 0,40 % | |
| • medio-duro | : 0,40 - 0,60 % | |
| • duro | : 0,60 - 1,0 % | |
| • extra-duro | : > 1% | |

Además se consideran, en relación directa con el diagrama de fases, los aceros:

- Eutectoides con C = 0,87 % (el dato varía según la literatura utilizada)
- Hipo e Hiperectoides
- Ledeburíticos o sea conteniendo el eutéctico ledeburita, y perteneciendo entonces ya a las fundiciones. Sin embargo este nombre solamente se utiliza para calidades de aceros muy altamente aleados donde ya se forman carburos complejos a concentraciones de carbono inferiores al 1,7%.

Aunque el acero se define como aleación de hierro con carbono es inevitable que tenga también otros elementos, clasificados en la C1g se se impurezas como S, P, O, N, ... y en la clase de elementos de aleación como Si y Mn; necesarios para la producción del acero.

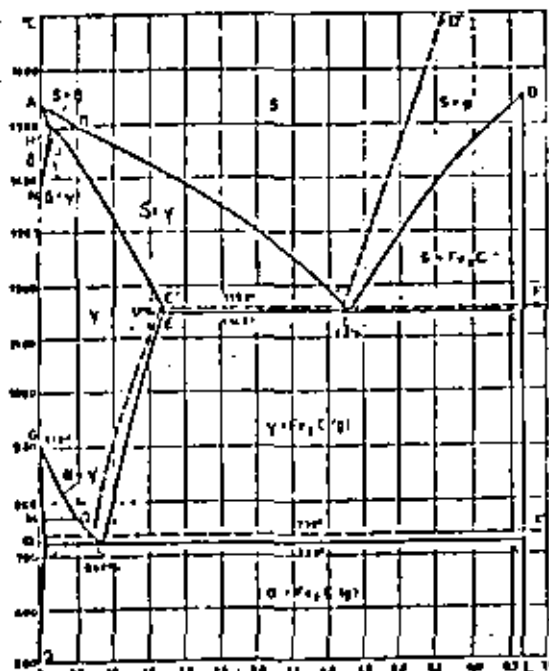
Su influencia no se tomará en cuenta en la siguiente discusión de la estructura de los aceros con el diagrama de fases Fe-C, pero se discutirá más adelante (aceros aleados).

3.2.1 El sistema Fe-C

La característica más extraña del diagrama Fe-C es la existencia (casi) simultánea de dos sistemas: un sistema estable y un sistema meta-estable.

Figura 39 :
Diagrama de estado
Fe-C.

— Sistema metaestable.
- - - Sistema estable.



El sistema estable puede ser considerado en gran parte como un sistema binario hierro-grafito, del tipo de solubilidad total en el estado líquido, en el cual se presenta un eutéctico con una solubilidad reducida en el estado sólido al lado del hierro y una insolubilidad total al lado del grafito (Fig. 3.9). El carbono baja el punto de fusión del hierro de 1539°C hasta en el punto eutéctico C (ledeburita). La línea de líquidos hacia el grafito tiene una pendiente muy pronunciada desde el punto C' hasta el punto de fusión del carbono (- 3500°C).

Se debe notar en este contexto que para las temperaturas usuales, debido a lo pronunciado de la línea de líquido C' D', el límite de solubilidad ya se alcanza con un carbono de 5%.

El sistema metaestable Fe-Fe₃C es completamente análogo al estable de hierro-grafito. En el diagrama Fe-Fe₃C la línea vertical DL representa su límite hacia la derecha. No se sabe si el punto D es un máximo o un codo en la línea de líquido, como sería normal para un producto intermetálico. La existencia de límites de solubilidad cerca de la vertical de concentración DL solamente está conocida para temperaturas bajas en condiciones muy inestables (véase el carburo δ).

La diferencia entre el sistema estable y el metaestable es muy relativa: el grado de estabilidad depende de muchos factores, principalmente de la temperatura y de los elementos de aleación adicionales. En aceros, solamente existe el sistema metaestable, mientras que en la fundición pueden coexistir los dos sistemas en proporciones que dependen mucho de la velocidad de enfriamiento y de la presencia de ciertos elementos de aleación. Aunque en la zona del acero (o sea C < 2,0%) el carburo de hierro Fe₃C tampoco se encuentra en estado de equilibrio termodinámico, la velocidad de la descomposición según:



es tan pequeña que se puede aceptar que el hierro se queda en condiciones de equilibrio "metaestable". Podemos considerar el diagrama binario Fe-Fe₃C en esta zona de acero como un diagrama de equilibrio y para la discusión de los aceros, solamente se utilizará este diagrama metaestable.

En primer lugar tenemos que llamar la atención sobre los datos de concentración y temperatura, dados en los diagramas de este texto, ya que pueden desviarse bastante de otros valores que aparecen en la línea específica.

Mansen, por ejemplo de los puntos siguientes para elementos muy puros y en condiciones de equilibrio:

P: 0,024°C; S: 0,501°C; E: 2,061°C; H: 0,104°C; J: 0,164°C; B: 0,514°C.

Mace poco tiempo, se encontraron en condiciones experimentales óptimas los valores:

C: 1158°C; C: 1150°C; S: 727°C y 0,762 C.

Debido a las tres variedades alotrópicas del hierro (α, β, δ) y a las diferencias con respecto a la solubilidad del carbono en estas formas alotrópicas, aparecen en el diagrama de equilibrio las zonas de solubilidad sólida homogénea y las zonas bifásicas correspondientes.

La pequeña zona de existencia de la fase δ homogénea está separada del metal fundido y de la fase γ respectivamente por las zonas bifásicas AFD (líquido + δ) y 1847-1 (γ + δ); la zona homogénea de solución sólida δ está limitada por las zonas bifásicas GRS (α + γ) y PQX (α + Fe₃C). Por otro lado, la zona de solución sólida γ , la cual es mucho más extendida debido a la gran solubilidad del carbono en la red ccac, está limitada por una primera zona bifásica donde γ está en equilibrio con δ y por una tercera donde está en equilibrio con Fe₃C.

En realidad, las líneas que delimitan las diferentes zonas del diagrama representan las variaciones de las transformaciones en el acero en función del contenido en carbono y de la temperatura. Conviene observar aquí que con excepción de la transformación magnética A₁ (línea MO), todos los cambios de fase están afectados mucho por variaciones relativamente ligeras de la concentración en carbono, como se describe a continuación.

El punto de fusión del hierro disminuye con mayor contenido en carbono y esto en mayor grado durante la formación de la fase δ , donde se alcanza más rápidamente la saturación, que durante la formación de la fase γ . Por otro lado, el punto de la transformación A₄ sube y aquel de la transformación A₃ baja con mayor contenido en carbono. Además a la ocurrencia de zonas bifásicas, se extiende sobre una zona de temperatura más larga. La temperatura de la transformación magnética únicamente baja muy poco con aumento de carbono. Desde el punto O la temperatura de transformación magnética en función de la concentra-

ción de la concentración sigue la línea OS, o sea coincide con la temperatura de la transformación ($\gamma \rightarrow \alpha$).

Desde una concentración de carbono de 0,87%, coincidiendo con el punto eutectoide S, las transformaciones magnéticas y de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ se quedan a la temperatura fija de 727°C, los puntos A₃ y A₄ coinciden con el punto A₁. También el carburo de hierro Fe₃C experimenta una transformación magnética, pero de poca importancia, situada a unos 210-220°C. El punto de Curie de los per-carburos (Fe₃C) es superior, lo que permite una identificación de los carburos.



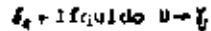
Figura 3.10: Detalle del diagrama Fe-C, fase δ .

En el estudio de la solidificación y de las diferentes transformaciones del acero, se diferencia entre los aceros con menos de 0,55% C, los cuales forman la fase δ durante la solidificación, y los que tienen más carbono, solidificando directamente en la red cúbica a caras centradas de la fase γ (Fig. 3.10). A su vez, este último grupo puede dividirse en los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides, dependiendo de si tienen menos o más de 0,87 de carbono.

Transformaciones de equilibrio durante el enfriamiento lento:

1- A partir de un acero líquido con menos de 0,04% de carbono (Fig. 3.9), se precipita durante el enfriamiento, pasando la línea de líquido AB, una solución sólida de carbono de hierro cúbico centrado en el cuerpo, llamada fase δ , cuya concentración en carbono varía según la línea de sólidos AH. Cuando esta solución es saturada llega a la línea BN, se forma desde ésta la fase γ , correspondiendo a la línea JN, hasta que la transformación $\delta \rightarrow \gamma$ sea completa y no quede más que solución sólida γ .

Con un contenido entre 0,08 y 0,18% de carbono, se forma en primer lugar la fase δ , mientras que el metal líquido se enriquece en carbono hasta el punto B, de modo que a partir de este momento se formará también la fase γ según la reacción peritética:



hasta que el líquido B esté agotado. Durante el enfriamiento ulterior, la composición de las dos fases evoluciona según las líneas BN y JN: ambas fases disminuyen en contenido de carbono, pero la cantidad relativa de la fase γ aumenta hasta que la fase δ desaparezca totalmente, quedando solamente cristales γ .

También aceros con contenido entre 0,18 y 0,55% de carbono forman en primer lugar la fase δ , hasta que el metal líquido logra la composición M. A esta temperatura transcurre la reacción peritética con la formación de γ , ahora hasta el consumo total de fase δ . Durante el enfriamiento ulterior, la composición de la fase γ evoluciona según JE hasta que el líquido sea consumido y quede solamente la fase γ .

2- De un acero líquido con contenido en carbono entre 0,55 y 1,7% cristalizan durante la solidificación directamente cristales de la fase γ . La zona bifásica muy larga ($\delta + \gamma$) y el intervalo de solidificación, son dos factores importantes que favorecen una segregación de solidificación.

A pesar de la gran velocidad de difusión del carbono disuelto intersticialmente, pueden ocurrir importantes diferencias de concentración en los casos de enfriamiento relativamente rápido cuyas consecuencias se observan sobre todo durante las transformaciones ulteriores de la fase γ . Sin embargo, los diferentes tratamientos a los cuales está sometido la mayoría de los aceros, como recocido, laminado, forjado, etc., los cuales se efectúan a temperaturas de existencia de la fase γ , bastan generalmente para asegurar la homogeneización de la concentración de carbono.

3.2.2 Impurezas e inclusiones

Incluso impurezas disueltas en el metal líquido pueden ocasionar fenómenos de segregación muy importantes en el metal solidificado. Sobre todo los elementos S y P pueden ser comparados con el carbono a este respecto, pero las consecuencias de estas segregaciones son mucho más graves y peligrosas, porque es casi imposible eliminarlas por un recocido de homogeneización.



Figura 3.10: Diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C.

El sistema binario Fe-P (Fig. 3.11) presenta al lado rico en hierro una zona de solución sólida, así como una importante zona bifásica de separación de fases que termina con un eutéctico Fe-Fe₃P. A pesar de que el contenido en fósforo de un acero sea generalmente mucho menor que el contenido en carbono, la segregación en el caso del fósforo es mucho más importante porque la difusión de sus átomos muy grandes es mucho más lenta, y también mucho más peligrosa porque se trata de una impureza que puede empeorar mucho las propiedades mecánicas del acero cuando los límites de grano se enriquecen de fósforo.

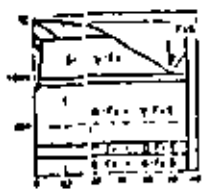


Figura 3.12: Diagrama de equilibrio Fe - S.

Al contrario del fósforo, cuya solubilidad en el estado sólido puede compararse con la del carbono, el azufre casi es insoluble en el estado sólido del hierro (Fig. 3.12). Como se muestra en el diagrama de equilibrio Fe-S, aún pequeñas concentraciones de azufre formarán, especialmente durante el fin de la solidificación.

Esto aparece generalmente en la conocida "segregación en bloque" de azufre en lingotes de acero.

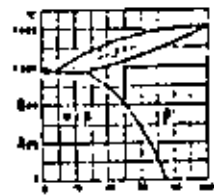


Figura 3.13: Diagrama de equilibrio FeS - MnS.

Por suerte existe la posibilidad de reducir esta segregación de azufre por la adición de Mn (manganeso). El sulfuro de manganeso MnS tiene un punto de fusión más alto que el acero, de modo que los cristales de MnS se cristalizan primero, lo que evita en gran parte una segregación masiva de azufre en los límites de grano y reduce también la segregación en bloque (Fig. 3.13).

Muchas otras impurezas producen inclusiones en el acero en forma de óxidos, silicatos, aluminatos, etc... Generalmente, estas inclusiones tienen un punto de fusión más alto que el acero y por eso su distribución será arbitraria con referencia a la estructura primaria del acero. Una excepción es el óxido de hierro FeO que tiene un punto de fusión de 1388°C. Este óxido aparece solamente en aceros no desoxidados o insuficientemente desoxidados, donde el óxido segrega en los límites de grano y provoca junto con el FeS la fragilidad en caliente que lleva a la formación de grietas.

La forma y localización de estas inclusiones depende fundamentalmente de la interacción entre los diferentes elementos, de modo que su influencia sobre las propiedades mecánicas del acero puede ser reducida al elegir cuidadosamente la concentración y la proporción de los elementos de elaboración y de las impurezas.

El estudio de las inclusiones en el acero puede dar indicaciones importantes sobre las posibilidades de utilización y sobre la elaboración anterior de un determinado acero, ya que se puede deducir del tipo de inclusión, de su forma, tamaño y cantidad no solamente el grado de pureza y unas propiedades mecánicas, sino también a menudo el método de elaboración, el tipo de adiciones y el tipo de conformado (laminado, forjado, etc.) al cual fue sometido el acero.

Las inclusiones se clasifican según su composición en inclusiones metálicas (MnS, FeS) e inclusiones no metálicas (óxidos, silicatos, etc.), según su tipo de formación en inclusiones endógenas y exógenas.

Las inclusiones endógenas se forman durante la solidificación del metal fundido, o bien por cristalización, o bien por reacción química. Las inclusiones exógenas constan en gran parte de escorias y parte del material refractario que se incluyen durante la solidificación.

1º.- Inclusiones endógenas.

Este grupo se refiere principalmente a los sulfuros, óxidos, silicatos, aluminatos y nitratos de hierro y de los principales elementos acompañados, que se forman por reacciones en el metal fundido o durante la solidificación. De este grupo importante solamente trataremos los más sobresalientes.

-FeS

En el diagrama de equilibrio (Fe-FeS fig. 3.12) se observa que la solubilidad máxima del azufre en el hierro γ es de unos 0,05%. Esta solubilidad se reduce aun más con reducción de temperatura y llega casi hasta cero para el hierro δ . Se podría esperar entonces que el azufre se encontrara como eutéctico en los límites de grano. Sin embargo, Fe y FeS forman un eutéctico anormal en presencia de grandes cantidades de cristales primarios de Fe durante el cual el Fe eutéctico crece sobre los cristales γ existentes, de modo que los límites de grano sólo contienen FeS pu-

En la metalografía se puede reconocer el FeS en el acero por su color amarillo marrón, su forma oblonga y su localización en los límites del grano.

La segregación en bloque del azufre puede ser demostrada con el procedimiento de BALMANN: un papel fotográfico está impregnado con una solución de 3% de ácido sulfúrico y apretado sobre la superficie pulida. En zonas donde hay azufre, se forma el gas H_2S , el cual reacciona con la sal de plata de la emulsión fotográfica y forma un *emnegra*-hidroclor de sulfuro de plata. Un fijador fotográfico usual permite conservar la "imagen" de la distribución del azufre.

Pequeñas cantidades de FeS que no forman un contorno continuo de los granos, provocan la llamada "fragilidad roja" que fragiliza el acero y dificulta su forjado en el rango de temperatura de 800 - 1000°C. Este efecto desaparece a temperaturas superiores. Cantidades mayores de FeS que rodean casi totalmente el grano, provocan la llamada "fragilidad en caliente" por arriba de 1000°C, provocado por un comienzo de fusión en los límites del grano.

-MnS

Se podría esperar del diagrama de la Fig. 3.13 que cristales de solución sólida FeS-MnS aparecieran en todos los aceros. En realidad, se encuentran casi solamente inclusiones de MnS, los cuales, por consecuencia de su formación primaria, pueden crecer libremente en el metal fundido hasta formar cristales poliédricos y se encuentran siempre fuera de los límites de grano del hierro γ . Sin embargo, los límites de grano de hierro δ , después de la transformación $\gamma \rightarrow \delta$, pasan a menudo a lo largo de estas inclusiones. En metalografía se reconoce el MnS a su forma poliédrica y su color gris-azul.

Los sulfuros de los elementos de aleación Ni y Mo forman inclusiones de bajo punto de fusión análogas al FeS, mientras que los sulfuros de los elementos Cr, Si y Zn cristalizan primero como en el caso de MnS, de modo que sus altos puntos de fusión.

Las inclusiones de sulfuros son bastante plásticas a la temperatura de laminado o forjado del acero. Se deforman plásticamente durante estas deformaciones de ensayar y los productos finales demuestran una orientación pronunciada.

- FeO

Entre los diferentes óxidos de hierro, casi totalmente aparece el FeO como inclusión, debido a las bajas concentraciones de oxígeno en el acero. Este óxido, llamado "wustita", es una fase intermedia entre Fe y O con amplios límites de solubilidad, que funde a una temperatura entre 1770 y 1424°C y pertenece entonces a los componentes de última solidificación. El óxido aparece generalmente en forma de bolitas de aspecto vídrio, cuyo color puede variar desde amarillo-verde hasta rojo. Como FeO y FeS pueden formar eutéctico, ambas formas de inclusión se encuentran generalmente en unión; en el centro de la inclusión compleja está el compuesto que está en exceso, envuelto con el eutéctico de los dos compuestos.

- MnO.

Debido a su alto punto de fusión (1700°C), el MnO cristaliza primeramente y se encuentra generalmente en el centro de los granos de hierro. Su forma es menos poliédrica que aquella del MnS y con contenidos altos de Mn se forman pequeñas dendritas de color marrón oscuro hasta negro, dentro de los granos.

- SiO y silicatos.

El silicio, utilizado como desoxidante, forma SiO durante el procedimiento de afinado del acero o con el oxígeno disuelto, el cual puede ocurrir como inclusión libre o formar silicatos con otros óxidos metálicos. SiO forma inclusiones redondas, de aspecto vídrio, que pueden identificarse fácilmente por medio de la luz polarizada. Los silicatos oxígenos son generalmente inclusiones redondeadas y vídrias de color muy variable, a menudo asociadas con óxidos y sulfuros. Son constituyentes muy duros que casi no se deforman en el laminado y forjado y pueden distinguirse por esto de los óxidos y sulfuros.

- Al₂O₃

El aluminio, que también se utiliza en la desoxidación, forma pequeños cristales duros de Al₂O₃ con punto de fusión de 2050°C. Estos cristallitos se encuentran a menudo en dispersión irregular como aglomeraciones o bandas.

28.- Inclusiones oxígenas.

Estas se introducen al acero durante la colada y constan principalmente de silicatos en general, provenientes de la erosión del material refractario del equipo de colada o de adiciones no disueltas de elementos o aleaciones de alto punto de fusión. Inclusiones grandes de silicatos se reconocen generalmente por su estructura vídrica y la forma redondeada; su color puede variar mucho según la composición.

3.2.3 Macroestructura del acero.

Cuando se examina una probeta metalográfica de acero con pequeña amplificación, de modo que las diferentes fases no aparecen, se observa que en general y especialmente después de un ataque adecuado, una estructura homogénea solamente ocurre en casos excepcionales. Esta macroestructura (o sea el aspecto, macroscópico de la heterogeneidad) es la consecuencia de heterogeneidades cristalográficas y químicas, de distribuciones irregulares de inclusiones y fases, lo que aparece después del ataque como zonas con diferentes grados de corrosión. Además, heterogeneidades físicas como diferencias en tamaño de grano u orientaciones locales preferidas pueden aparecer de este modo.

Con excepción de las estructuras que se forman durante los tratamientos térmicos o por diferencias locales en la velocidad de enfriamiento, la macroestructura está ocasionada por fenómenos que ocurren durante la solidificación. Los tratamientos ulteriores que el acero experimenta, como forjado y laminado, pueden modificar totalmente la estructura primaria, pero generalmente estos procesos no tienen la posibilidad de hacer desaparecer las heterogeneidades químicas. Como la cristalización primaria (es decir: la solidificación) es decisiva para la heterogeneidad final y además influye mucho en la macroestructura del producto deformado, se habla en esta relación del "carácter hereditario" que existe entre el producto acabado y la estructura primaria. Debido a eso, es posible deducir hechos referentes a la solidificación primaria y a otros tratamientos que experimentó el material a partir del examen macroscópico del acero.

experimentó el material a partir del examen macroscópico del acero acabado. En muchos casos es posible sacar conclusiones de este examen sobre la calidad de una determinada clase de acero o de un producto acabado.

3.2.3.1 El lingote

El acero destinado al laminado o forjado se vacía casi únicamente en forma de lingotes en moldes de fundición, llamados lingoteras. La solidificación y entonces también la estructura primaria dependen sobre todo del tamaño y de la forma del lingote.

Examinamos primero el mecanismo de la solidificación del acero líquido contra la pared fría y maciza del molde. Debido a las diferencias en condiciones de solidificación, especialmente en el alcance de la velocidad de enfriamiento, es posible discernir 3 zonas diferentes desde la pared del molde hasta el corazón del lingote; Fig. 3.14.

1.- La zona de templeado.

Debido a la muy alta velocidad de enfriamiento de la capa delgada de acero líquido que está en contacto directo con la pared del molde, ocurre localmente un fuerte subenfriamiento y un alto grado de nucleación, el cual produce muchísimos cristalitas muy pequeños, con una orientación casi al azar.

2.- La zona columnaria o de tallos.

Esta zona, representa el mayor volumen del lingote. La velocidad de crecimiento de los cristales es máxima en la dirección del mayor gradiente de temperatura, o sea perpendicular a la pared del molde. Así se forman "cristales tallos", o sea cristales de forma alargada o dendritas dirigidas hacia el centro del lingote.

3.- La zona central no dirigida.

Debido a la reducción de la velocidad de enfriamiento, los cristales de la zona central del lingote pierden poco a poco su dirección de crecimiento preferencial y no forman una estructura dirigida. Además se segregan en esta zona la mayoría de las impurezas.

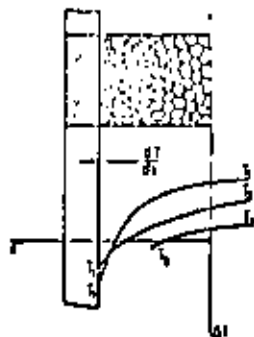


Figura 3.14: Solidificación de un lingote.

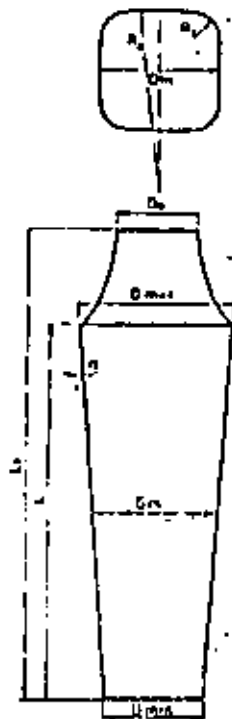


Figura 3.15: Forma y proporciones de lingote usual : $L_1 = 1,25 L$
 $D_m = L/3$
 $0,15 D_m R_1 \quad 0,2 D_m$
 $R_2 = 1,5 D_m$
 Concicidad 7 a 8 %

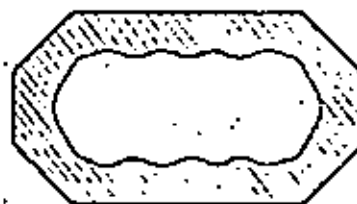


Figura 3.16: Perfil transversal de molde del tipo: "corrugated mould"

Desde luego la transición entre estas zonas es paulatina y el volumen relativo de cada zona está determinado por varios factores, como la masa relativa del lingote y del molde, la temperatura de colada, las condiciones de enfriamiento, etc...

Un molde con pared completamente plana dirige las dendritas primarias de modo paralelo en una sola dirección, o sea perpendicularmente a la pared del lingote. Esto significa que la orientación preferencial, y entonces también la dependencia de la dirección (anisotropía) de las propiedades mecánicas, la cual es muy nefasta para el laminado y forjado, será tanto más grande cuanto más grande sea la superficie plana de la pared del lingote.

La superficie en la dirección longitudinal del lingote, tiene que ser plana para posibilitar la salida del lingote de su molde. Sin embargo, en la dirección transversal, se puede modificar la cristalización primaria por la opción de un determinado perfil de lingote. El perfil transversal más sencillo es el circular. Sin embargo, el perfil circular tiene desventajas importantes, por las cuales casi nunca se utiliza: las dendritas primarias convergen hacia un solo punto y la segregación en el corazón del lingote es tan favorecida que la acumulación de impurezas haría inutilizable el lingote. Además en un lingote de forma circular, aparecen dendritas del mismo tamaño por toda el área lo que es desfavorable para el taller de laminado y forjado.

En la práctica, se trata no sólo de modificar la dirección de crecimiento de las dendritas utilizando superficies curvadas, sino además de variar la longitud de las dendritas impidiendo su crecimiento y disminuyendo de esta manera lo más posible la segregación de los elementos de última solidificación. Sin embargo, el criterio final para la forma de un lingote será la facilidad del laminado, que depende en gran parte de la estructura primaria.

Los perfiles de lingotes utilizados en la práctica representan inevitablemente un compromiso entre las exigencias en relación a la homogeneidad y laminabilidad de los lingotes y el rendimiento en la colada y en el laminado. Es comprensible que tanto la forma como el tamaño de los lingotes depende mucho de la clase de acero. En general se pueden distinguir 3 categorías principales de lingotes:

14.- Para ceros finos y alados, que vacían en lingotes relativamente pequeños (máximo 2000 kg.) se utilizan casi únicamente moldes de forma cuadrada con "hot top", representado en la Fig. 3.14. El "hot top" o "cabeza perdida" se obtiene con un molde separado de conicidad contraria, colocado sobre el molde principal, recubierto interiormente con material refractario para conservar la parte superior del molde durante un tiempo lo más grande posible en el estado líquido, y localizar así el rechupe y la segregación en la parte superior, la cual se elimina después. A menudo, la superficie del lingote se cubre inmediatamente después de la colada con una capa de polvo aluminio-térmico ($\text{FeO} + \text{Al}$).

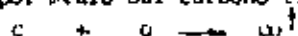
Con la representación esquemática de la Fig. 3.15, la cual indica las dimensiones estándar de moldes para aceros especiales, se puede llegar a una vista general de los factores que determinan finalmente la forma de un molde. La conicidad del lingote, necesaria para poder sacar el lingote de su molde, se reduce lo más posible para evitar diferencias estructurales en la dirección longitudinal. El centro de curvatura de los planos curvados (R_1) y de las esquinas (R_2) se sitúa fuera del centro del lingote, de modo que las dendritas crecen hacia puntos diferentes. Además se eligen forma y tamaño del "hot top" para obtener una pérdida pequeña, pero lo suficiente para incluir totalmente el rechupe.

Para lingotes más grandes (superiores a 2 toneladas) la influencia de los planos en este tipo de molde se vuelve demasiado importante y se utiliza de preferencia una superficie ondulada ("corrugated mould"), de modo que la dirección de las dendritas varíe más, mientras que en unos casos se aumenta aun más la superficie relativa de las paredes, utilizando una sección de tipo rectangular (Fig. 3.16).

24.- Este último tipo, y también el tipo cuadrado no ondulado se usa sobre todo para la producción en masa de acero corriente, el llamado "tonnage steel". La sección es cuadrada o rectangular, según el tipo de laminado (perfiles, productos planos), y los lingotes se cuejan sin "cabeza perdida", sea en colada por abajo, o en colada por arriba. La colada por abajo se usa en general para lingotes bastante pequeños que se cuejan en grupos por un canal central de colada con las ramificaciones necesarias. Los lingotes más pesados se cuejan únicamente por arriba, y a menudo en moldes de conicidad invertida (apertura grande por abajo).

15.- La colada de acero no-calado, o sea "acero efervescente" ocupa una

posición especial, no tanto por el tipo de molde en el cual es totalmen-
te análogo a aquel para la colada de "tonnage steel", sino
por la macroestructura muy especial. Como se sabe, la desoxidación de
un acero efervescente es incompleta, de modo que durante la solidifica-
ción la desoxidación por medio del carbono tiene lugar según la reacción:



El grado de desoxidación se elige para que la reacción sólo empiece cuan-
do una capa de espesor determinado ya está solidificada contra la pared,
de modo que el contenido en oxígeno de la zona líquida aumenta y la pro-
ducción de gas comienza de repente. Ya que la producción del gas CO si-
gue durante toda la solidificación, se forman varios huecos. Sin embargo,
esa porosidad no es inconveniente en el laminado, a condición de no llegar
a la superficie, donde podrían producirse grietas. Las paredes de los
huecos internos no son oxidadas (contacto con el gas CO), y se sueldan
perfectamente cuando se aplanan durante el laminado.

El acero efervescente tiene unas propiedades interesantes. Por
la producción de gas, el crecimiento y la dirección de las dendritas está
perturbado, y la masa en solidificación se queda en movimiento. Por eso,
la segregación es menos pronunciada: se encuentra siempre una primera zona
de segregación en contacto con la zona exterior sin porosidad, llamada
"capa de tocino" y una segunda zona en el centro. La "capa de tocino" tie-
ne una pureza bastante alta y buena deformabilidad, lo que es especialmen-
te importante para el laminado de productos planos que tienen generalmen-
te criterios severos en relación a defectos de la superficie.

La macroestructura de un lingote proporciona información impor-
tante en relación con la forma del bloque, la temperatura de colada, la ay-
slección, la segregación de impurezas y la laminabilidad.

1.2.3.2 La macroestructura del producto deformado en caliente

Los tratamientos mecánicos como laminado y forjado cambian total-
mente la estructura primaria: los ejes de las dendritas se rompen y se o-
rientan en el sentido de el alargamiento del metal. Así se originan las lla-
madas "fibras" del metal. Esta estructura fibrosa es una medida de la he-
terogeneidad que apareció durante la solidificación y además es determinan-
te para el grado de deformación. La importante orientación preferencial
provocada por las deformaciones mecánicas, y el alargamiento de las inclusio-
nes escapanándose, son la causa de la diferencia de propiedades según la

dirección en un producto laminado o forjado. Esta diferencia en propie-
dades se llama "el tréves" y las propiedades de resistencia mecánica y de
ductilidad pueden ser bastante superiores en la dirección longitudinal
que transversal.

1.2.4 Microestructura del acero

1.2.4.1 La transformación de la austenita

Todas las aleaciones con menos de 1,7% recorren durante su en-
friamiento después de la solidificación total de la zona homogénea γ
en este intervalo de tiempo y de temperatura, el acero se compone de un
solo componente, llamado "austenita" (según Sir Robert Austin). Todos
los constituyentes que pueden ser observados a temperatura ambiente con
el microscopio y formados en condiciones de equilibrio o con enfriamien-
to relativamente lento, se forman entonces a partir de la austenita. Se-
gún el diagrama de equilibrio Fe-C (Fig. 3.6) hay que distinguir dos trans-
formaciones diferentes: la determinada por la disminución de la solubili-
dad del carbono con baja de temperatura según la línea ES, y aquella pro-
vocada por la transformación alotrópica de $\gamma \rightarrow \alpha$ según la línea GS.

La formación de fases, a partir de una solución sólida, como p.
ej. la austenita, es totalmente análoga a la cristalización a partir de
una solución líquida. Sin embargo, hay que tener en cuenta dos factores
importantes: en las transformaciones en estado sólido el establecimiento
del equilibrio es en general mucho más lento y la difusión juega un papel
mucho más importante que en estado líquido. Por otro lado, la solución
sólida es menos homogénea que la solución líquida (desde el punto de vista
químico) y cristalográficamente totalmente heterogénea. Esto significa
sobre todo que la estructura cristalográfica de la austenita influirá ine-
vitablemente en los constituyentes futuros, no sólo en lo que se refiere
a su nucleación, sino también a su forma ulterior.

Quando la austenita contiene más de 0,87% C, se precipita Fe₃C
durante el enfriamiento según la línea de saturación ES. Esta cementita
contiene un átomo de carbono y tres de hierro por "molécula", o sea 25%
atómico de carbono. En porcentaje de peso obtenemos:

$$\frac{12}{12 + (3 \times 56)} \times 100 = 6,67\%$$

Como para la mayoría de los carburos, se trata de un compuesto muy duro,
el cual se sitúa en la escala de dureza Mohs entre feldespato (6) y cuar-
zo (7).

En un acero normal, la cementita contiene siempre Mn C, pero estas pequeñas cantidades de Mn (manganeso) modifican muy poco la estructura cristalina y tampoco varía el contenido en carbono, porque los pesos atómicos de Fe (56) y Mn (55) se diferencian poco.

La precipitación de cementita empieza siempre en los límites de grano de austenita, de modo que alrededor de los granos originales de austenita se forma una red de cementita, tanto más gruesa cuanto más alto es el contenido de carbono. La cantidad de cementita que se forma de este modo, es proporcional al contenido en carbono superior al punto eutéctico, y está dada por:

$$C_m (\%) = \frac{C_x - 0,87}{0,67 - 0,87} \times 100 \text{ y tiene entonces el valor}$$

$$\text{máximo de } \frac{1,7x - 0,87}{0,67 - 0,87} \times 100 = 14,3 \%$$

Cuando la austenita tiene menos de 0,87% C, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ empieza cuando se llega a la línea GS. La fase precipitada se llama "ferrita". Como la solubilidad de carbono en ferrita es muy pequeña, la concentración de la austenita residual aumenta según GS.

El punto eutéctico pertenece a ambas curvas de saturación GS y ES. Esto significa que durante la formación de la ferrita según GS, la austenita no puede disolver más carbono cuando llega al punto S, ya que alcanzó la saturación total. Para una composición hipereutéctico, (C > 0,87%) la fase austenítica llega al mismo punto S después de la precipitación de "cementita" secundaria según ES. En S tiene que ocurrir la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$; en este punto se forman simultáneamente ferrita y cementita, casi siempre como mezcla eutéctico normal, llamada "perlita".

El mecanismo de esa transformación se discutirá en detalle más adelante. Por ahora se puede decir que la perlita se forma por la división de la fase austenita en las fases ferrita y cementita. Ambas fases crecen como laminillas alternadas con un frente de crecimiento común, saliendo del límite de un grano de austenita y avanzando hacia el interior de dichos granos.

Además observamos en el diagrama de equilibrio que ni la ferrita primaria (formándose desde según GS), ni la ferrita que es parte de la perlita, es hierro α . A la temperatura del punto eutéctico la ferrita puede di-

solver 0,025% C, lo que entonces representa el contenido C. Lo mismo de la ferrita formada como uno de los constituyentes de la perlita. Además los elementos de elaboración Mn y Si, las impurezas P y S se distribuyen con determinados coeficientes de distribución entre el hierro y la cementita Fe₃C, de modo que la ferrita de hecho se compone de una solución sólida compleja de pequeñas cantidades de estos elementos en hierro α .

La solubilidad de C en hierro α , que a 723°C es de 0,025%, disminuye con baja de temperatura según la línea KQ (Fig. 3.6). Durante un enfriamiento en condiciones de equilibrio a partir de la temperatura eutéctico, el exceso en carbono se precipita en forma de películas delgadas de cementita alrededor de los granos de ferrita. La formación de esa "cementita de límite de grano" se reprime en un acero conteniendo perlita, ya que la cementita saliendo de la ferrita en el enfriamiento crece de preferencia sobre las laminillas ya existentes de cementita.

Un fenómeno análogo se produce en la formación de cantidades muy pequeñas de perlita en el punto eutéctico. Según el diagrama se espera la formación de perlita en el punto S para cada acero con un contenido en carbono de más de 0,025%. Sin embargo, se observa la perlita a partir de un contenido en carbono de 0,06%. Para contenidos en carbono entre esos dos valores no se forma eutéctico normal en el punto S, sino que la ferrita crece sobre los cristales primarios de ferrita, mientras que la cementita Fe₃C se precipita en forma de cementita de límites de grano.

3.2.4.2 Apariencia cristalográfica de los constituyentes

La microestructura del acero se deduce de las observaciones anteriores relacionadas con la transformación de la austenita y se presenta en gráfica en la Fig. 3.17 en la cual se observa que un acero hipereutéctico se compone de ferrita perlita, un acero eutéctico únicamente de perlita y un acero hipereutéctico de perlita + cementita.



En la denominación de los constituyentes se hace una diferencia ción según el momento de formación:

- se distingue para ferrita (Fig. 3.17)
- ferrita proeutectoide : formada sobre GS.
 - ferrita eutectoide : formada en el punto S.

para cementita:

- cementita primaria (en fundición) : formada sobre DC.
- cementita eutéctica (en fundición) : formada en C.
- cementita secundaria o proeutectoide : formada sobre ES.
- cementita eutectoide : formada en S.
- cementita terciaria (en general cementita de límite de grano): formada sobre PQ.

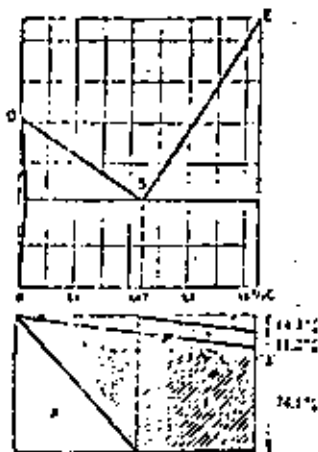


Figura 3.17 : Diagrama estructural de acero:

- F = Σ ferrita libre
- c = cementita en perlita
- P = Σ perlita
- f = ferrita en perlita
- c = Σ cementita libre

La apariencia metalográfica de los constituyentes de una serie de aceros con contenido en carbono aumentando se ilustra en varias micrografías. En relación con la forma y el tamaño de los granos, hay que observar que estos no tienen ninguna relación con el tamaño original de la austenita, ya que la transformación de la austenita empieza en los límites de grano de la austenita (nucleación), de modo que el centro de los granos de ferrita corresponde más o menos con los límites primarios originales de la austenita. En general, el número de granos de ferrita será más grande que el número original de granos de austenita. La perlita se forma en principio como pequeñas islas entre los granos de ferrita, y con contenidos más altos en carbono está rodeada por una red de ferrita. El acero eutectoide es totalmente perlítico, los granos se pueden distinguir únicamente por la orientación diferente de la perlita.

En el acero hipereutectoide aparece una red continua de cementita secundaria o proeutectoide. Esta se forma en los límites de grano de la austenita, mientras que los granos de perlita crecen desde las líneas de cementita hacia el interior de los granos originales de austenita.

En las micrografías se observa que durante el ataque normal con nital (3% HNO₃ en alcohol) ni la ferrita, ni la cementita proeutectoide se coloran. Sin embargo, el constituyente perlita, que es la mezcla eutectoide de las fases ferrita y cementita, tiene un color oscuro. Con ampliaciones pequeñas hasta medias, el constituyente perlita aparece de color gris. Estas mismas zonas observadas en ampliaciones superiores



(p.ej. 1300), se resuelven claramente en zonas de líneas alternadas blancas y negras. Entonces se puede preguntar qué fase de la perlita tiene el color oscuro?. Además, es extraño que aún en ampliaciones ópticas muy fuertes, la anchura de las líneas blancas y negras en perlita es casi igual, a pesar de que se sabe que la perlita contiene 13% de cementita y 87% de ferrita. La proporción en volumen entre cementita y ferrita es entonces de 1/6,5.

En fotografías con el microscopio electrónico aparece claramente que el contraste en la imagen se forma en realidad por una desnivelación formada por el ataque, durante el cual la cementita es menos atacada, y su aparición en relieve se aún aumentada (como es la fase más dura, ya tenía un relieve después del pulido). En un ataque ligero, son en primer lugar los límites entre ferrita y cementita que se disuelven, en un ataque más fuerte, se excava la ferrita entre las laminillas de cementita.

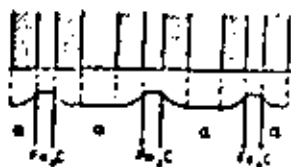


Figura 3.18 : Representación esquemática del relieve de perlita atacada y de la imagen óptica.

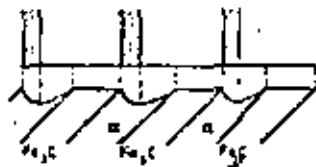


Figura 3.19 : - Reducción del número de líneas en corte inclinado.

Las líneas oscuras de la perlita en el microscopio óptico se deben a la dispersión de la luz en las paredes inclinadas de la ferrita (Fig. 3.18). Eso explica también porqué en la imagen óptica de la perlita, la distancia entre las laminillas varía mucho con la inclinación de éstas respecto con el plano de pulido (Fig. 3.19). Cuando las laminillas de cementita forman un ángulo pequeño con el plano de pulido, la excavación es vuelve asimétrica, de modo que el número de líneas oscuras disminuye a la mitad.

3.2.3.3 Propiedades mecánicas de los constituyentes

Las propiedades mecánicas de los constituyentes en forma de microcristales o de gránulos separados tienen sobre todo un valor teórico. Sin embargo, el valor teórico de las propiedades mecánicas de un sólido policristalino puede ser calculado con esas propiedades mecánicas de cada uno de sus constituyentes. En relación con esto, queda claro que no existe una resistencia real a la ruptura para cementita, mientras que el valor hipotético de 3.5 Kg/cm² tiene poca importancia en la práctica.

Como valores aproximados se utilizan:

	ruptura	A	D. Brinell
ferrita	20 Kg/mm ²	50A	80
perlita	60 Kg/mm ²	10X	200
cementita	-----	0X	700

Estas propiedades dependen de la estructura, por ejemplo del tamaño del grano y de la composición, los valores indicados valen para la composición de un acero normal y para la estructura perlítica normal. Con estos valores se puede calcular la resistencia a la ruptura para aceros hipoeutectoides en estado normal, con contenidos normales en impurezas en función del porcentaje en ferrita (F), perlita (P) y del contenido en carbono (C).

$$\sigma_r = \frac{20 F + 80 P}{100} = 0.20 F + 0.80 P$$

$$\sigma_r = 0.28 + 0.52 P \quad (\text{ya que } F=100-P)$$

$$\sigma_r = 28 + \frac{0.52 C}{0.87} \times 100 = 28 + 59.77 C = 28 + 60 C$$

La Figura 3.20 es las propiedades mecánicas de un acero normal con estructura normal en función del contenido de carbono.

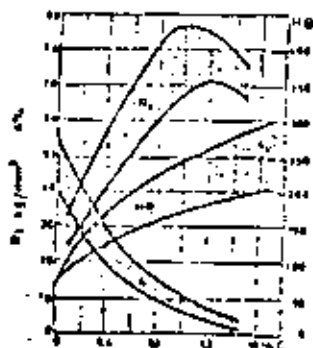


Figura 3.20: Propiedades mecánicas de acero en función del contenido en carbono.

3.3 Transformaciones de las aleaciones Fe-C

3.3.1 Austenitización

Se entiende con el término "austenitización de acero" la formación de la fase austenita, más o menos homogénea, a partir de la mezcla de las fases ferrita más cementita. De hecho, aun si se empieza con martensita, este constituyente se descompone en ferrita y cementita durante el calentamiento, y esto ocurre además antes de alcanzar el punto figurativo de la composición en la zona austenítica homogénea.

En este caso, se trataría de una dispersión muy alta de las partículas de cementita en la matriz de ferrita y la austenitización se aceleraría, pero en principio se trata igualmente de formar austenita a partir de la mezcla de las fases ferrita y cementita.

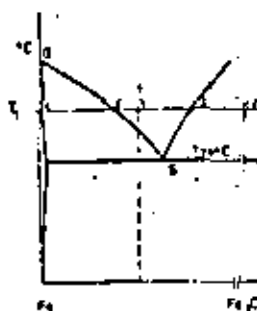


Figura 3.21: Concentraciones durante el proceso de austenitización.

Es muy importante estudiar el mecanismo de la formación de austenita. Para eso, tomamos un acero de composición hipoeutectoide 1 (fig. 3.21). Debajo de la temperatura eutectoide encontramos partículas de cementita en una matriz de ferrita. Si calentamos la probeta a la temperatura T_1 , la cementita (punto 3) en contacto con ferrita (punto 4)

ya no es estable. A la temperatura dada la cementita reacciona en seguida con la ferrita adyacente, formando una capa de austenita alrededor de la partícula de cementita. Desde que una parte de austenita se formó entre la cementita y la ferrita, aparece la configuración siguiente: cementita (punto 5), austenita en contacto con cementita (punto 3), la misma austenita en contacto con ferrita (punto 2) y ferrita (punto 4). Se observa entonces, que desde el principio, la fase austenítica tiene un grano de concentración en carbono (de 3 a 2). Durante el crecimiento ulterior de la zona austenítica, los valores límites 2 y 3 de la concentración en carbono permanecen constantes en la austenita hasta que la última partícula de cementita se reduce poco a poco del punto 3 al punto 1.

La concentración mínima en carbono en austenita (punto 2) también permanece constante tanto tiempo como está presente la ferrita.

Cuando la última ferrita se transforma en austenita, esta concentración mínima evoluciona del punto 2 hacia el punto 1. Finalmente, la austenita tiende a la concentración homogénea en carbono representada por el punto 1. Para una composición hipereutectoide, el mecanismo de la austenitización es análogo, sólo que la ferrita desaparece en primer lugar y la cementita después.

3.3.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación γ - α

Durante la discusión de la transformación del hierro puro se observó ya que el punto de transformación γ - α se desplaza hacia menores temperaturas cuando aumenta la velocidad de enfriamiento. El carbono en solución aumenta aún más este fenómeno, de modo que la representación de esta representación aumenta con el contenido de carbono para una velocidad de enfriamiento constante. Mientras que esta representación en el hierro puro es principalmente un fenómeno de histéresis y relacionado con la energía de nucleación del hierro α , en las aleaciones hierro-carbono ocurre además un desplazamiento del equilibrio local por la difusión lenta del carbono en la austenita.

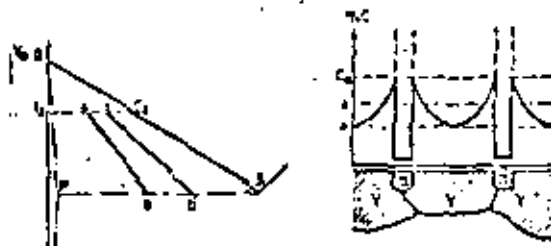


Figure 3.22: Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación γ - α

Si por ejemplo, un acero con un contenido en carbono de 0,2% se enfría desde la zona homogénea austenítica con una velocidad de enfriamiento constante, la formación de los primeros cristales de ferrita no empieza sobre la línea de equilibrio FS (Fig. 3.22), sino en un punto "a" situado más abajo. Si en "a" se han formado los primeros cristales de ferrita, el carbono que estaba en este lugar se está desalojando hacia la austenita alrededor y ésta austenita, en contacto con la ferrita, tiene entonces una concentración representada por C (Fig. 3.22), ya que ésta es la concentración de la austenita en equilibrio con ferrita a la temperatura T. Con el enfriamiento ulterior, la concentración en carbono de la austenita evoluciona en el límite austenita-ferrita según C y en la austenita a distancia máxima de ese límite según una línea como ab. La línea ab representa además las temperaturas de comienzo de la transformación en función del contenido en carbono para la velocidad de enfriamiento $V = V_0$. La línea ab no sólo está situada abajo de GS, sino que además tiene una mayor inclinación, ya que la estabilidad de la austenita y también el subenfriamiento, aumentan cuando el contenido de carbono de la austenita residual aumenta. La distribución del carbono que se establece en este mecanismo está representado esquemáticamente en la Fig. 3.22.

En las zonas de austenita con menor contenido de carbono, pueden formarse nuevos cristales de ferrita, lo que reduce la distancia de difusión y afecta el subenfriamiento de la transformación. Como se discutirá más adelante, también la forma de los cristales de ferrita depende de la velocidad de enfriamiento.



Figura 3.23 : Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la posición de la línea GS

La distribución heterogénea del carbono en la austenita, debido a la difusión insuficiente, tiene una influencia importante sobre la formación de perlita. Cuando la formación de ferrita, a una velocidad de enfriamiento determinada (Fig. 3.23), comienza en "a" a la temperatura T_4 , la austenita en contacto directo con la ferrita, evoluciona durante el enfriamiento ulterior según la línea de equilibrio GS la austenita más pobre en carbono según ab y la composición promedio según a'b'. Cuando la austenita en equilibrio llega al punto S, no se forma inmediatamente perlita a la temperatura T_1 . La austenita que no está en contacto con la ferrita y que tiene un contenido en carbono menor, solamente llega al límite de saturación a una temperatura todavía más baja, por ejemplo T_2 , mientras que la austenita más pobre en carbono tan sólo llega a la saturación en carbono en el punto b y precipita a partir de la temperatura T_3 . La línea a'b' representa la concentración promedio de la austenita y el punto b' representa la com-

posición promedio de la perlita.

Por lo tanto, la consecuencia es que con aumento de la velocidad de enfriamiento ($V_1 \dots V_4$) el punto eutéctico se desplaza hacia temperaturas inferiores y concentraciones en carbono inferiores (de $S_1 \dots S_4$). La perlita se empobrece en carbono y la cantidad de perlita sobrepasa la cantidad que se puede deducir del diagrama de equilibrio.

3.3.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación austenita-ferrita

El mecanismo de la formación de ferrita se puede observar exactamente por medio de la metalografía. Cuando se temple una probeta desde la zona de transformación en agua, el crecimiento de los cristales de ferrita ya formados se detiene repentinamente. La austenita residual no se conserva sino que se transforma a un constituyente nuevo, llamado martensita, que discutiremos más adelante. De esa manera, a temperatura ambiente es posible distinguir exactamente entre la ferrita formada antes del enfriamiento rápido y la austenita residual, transformada en martensita durante el templeado.

Durante tal estudio de la formación de ferrita, se modifican de preferencia tres factores independientemente: el contenido en carbono de las diferentes probetas, la velocidad de enfriamiento y el grado de transformación en el momento del templeado. En estas diferentes condiciones se distinguen tres formas de cristales de ferrita, con una evolución paulatina de una forma u otra.

1ª. Con velocidad de enfriamiento pequeña, contenido en carbono bajo y al comienzo de la transformación se forman en los límites de grano de la austenita cristales regulares y poliédricos de ferrita, cuyos ángulos y aristas están más o menos redondeados por la tensión de superficie.

2ª. Con un grano de deformación más avanzado, o con mayor velocidad de enfriamiento o con mayor contenido de carbono, estos cristales se forman de manera menos regular; los ángulos y las aristas aparecen más agudos.

3ª. Cuando con velocidad de enfriamiento bastante grande, uno de los

denza factores aumenta más, se forman cristales grandes en forma de agujas, creciendo desde los límites de grano hacia el interior de los granos de austenita y con una orientación recíproca pronunciada.

Se observa entonces que los tres factores discutidos actúan en el mismo sentido para modificar la formación de cristales desde una forma regular hasta una forma irregular de agujas. Esto se puede explicar como sigue. Durante la formación de un cristal de ferrita, el crecimiento de éste está determinado por un lado por la velocidad con la cual se transporta el calor latente de transformación y por otro lado, por la expulsión de carbono, que no puede disolverse en la ferrita formada. Cuando el calor producido y el carbono pueden ser transportados con velocidad suficiente, el cristal puede desarrollarse libremente en su forma poliédrica, con ángulos y aristas creciendo más rápidamente, pero al mismo tiempo redondeándose por la energía de superficie.

Cuando aumenta la velocidad de enfriamiento y al mismo tiempo la velocidad de transformación, es preciso transportar por unidad de tiempo más calor latente y más carbono. Esto favorece el crecimiento de las aristas y puntas de los cristales de ferrita, ya que en ellos el calor puede ser intercambiado con el medio en varias direcciones, mientras que en un plano, esto únicamente ocurre en una dirección perpendicular a éste. Lo mismo sucede para la difusión de carbono que sale de la austenita. Según sigue la transformación, el contenido en carbono de la austenita aumenta en zonas cercanas de la ferrita, o si el contenido en carbono original era alto, la difusión se hace más difícil y los cristales de ferrita crecen en forma angulosa y finalmente como agujas creciendo hacia el centro de los granos de austenita, donde está más bajo el contenido de carbono.

Además, durante la difusión del carbono en la austenita, la anisotropía cristalográfica juega un papel importante. En la red cúbica centrada en las caras de la austenita la velocidad de difusión del carbono es mayor en una dirección paralela a los planos más compactos, o sea los planos (111). Además existe una relación cristalográfica entre la austenita y la ferrita: los planos (111) de la austenita se transforman en los planos (110) de la ferrita centrada en el cuerpo. Esto explica porqué los cristales de ferrita en forma de

placas o agujas que se forman con velocidades de enfriamiento y contenidos en carbono relativamente grandes, aparecen con ángulos constantes sobre grandes superficies de la probeta metalográfica, en correspondencia con la austenita original. Esto es la estructura "Kittmann-Stätten", o estructura de ferrita acicular que ocurre con frecuencia en acero de colada y de soldadura.

3.3.4 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la formación de perlita

Se estudia la formación de la perlita en el acero de la misma manera como la formación de la ferrita. Sin embargo, existe en este caso el problema siguiente: la formación de la perlita no ocurre durante un intervalo de temperatura determinado, sino, por lo menos, en condiciones de equilibrio, a temperatura constante. Sin embargo, con una velocidad de enfriamiento bastante grande, también la transformación eutectoide se extiende sobre un determinado intervalo de temperatura, lo que facilita el templeo (enfriamiento rápido) en la zona de transformación.

La formación de la estructura eutectoide está determinada por dos factores: la nucleación y el crecimiento de los núcleos. La perlita siempre se nuclea por medio de la cementita: los núcleos de cementita se forman generalmente en los límites de grano de la austenita donde la energía de superficie a producir es mínima y crecen hacia la fase austenítica (Fig. 3.24a). En la cercanía inmediata de esta primera laminita de cementita, la austenita se hace más pobre en carbono, lo que provoca la precipitación de ferrita sobre la cementita ya existente (nucleación recíproca: eutético normal). Esa precipitación de ferrita provoca un aumento en el contenido en carbono de la austenita adyacente y se forma un segundo núcleo de cementita (Fig. 3.24b). Ambas fases crecen finalmente con un frente común (Fig. 3.24c) hacia el centro del grano de austenita.

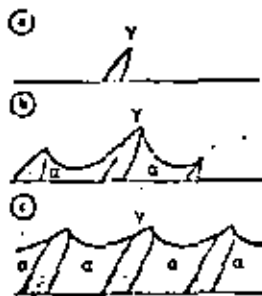


Figura 3.24: Representación esquemática de la nucleación y del crecimiento de perlita

En relación con la forma del frente de cristalización de la perlita, se puede preguntar cuál de las 2 fases, ferrita o cementita, tiene la preferencia en el fenómeno de crecimiento. Unas observaciones realizadas con el microscopio electrónico se pudo ver claramente que las laminillas de cementita avanzan lo más lejos hacia dentro de la austenita. El mecanismo del crecimiento está representado de manera esquemática en la (Fig. 3.24) (Fig. 3.25)

El contenido en carbono de la austenita es máximo frente a la mitad de la laminilla de ferrita (punto 2) de modo que ésta dirige una superficie cóncava hacia la austenita. El contenido en carbono de la austenita es mínimo frente a la laminilla de cementita (punto 1). En el límite austenita-perlita el carbono difunde de 2 hacia 1 de modo que la laminilla de cementita penetra en la austenita perpendicularmente al frente común de crecimiento.

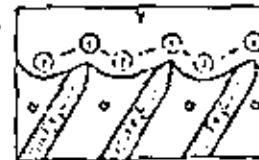


Figura 3.25: Representación esquemática del mecanismo de crecimiento de perlita

De manera análoga como para la formación de ferrita es posible investigar la reacción del sistema sobre un aumento en la velocidad de enfriamiento. En este caso ocurre un efecto totalmente diferente a aquel de la formación de ferrita, sobre todo porque la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ ocurre aquí simultáneamente con la formación de otra nueva fase.

Con una velocidad de enfriamiento aumentada y a una temperatura de transformación disminuida, ocurre una aceleración pronunciada de la transformación austenita-perlita.

La influencia de la temperatura de transformación disminuida sobre el mecanismo de la transformación se produce como sigue:

1. Con baja de temperatura el coeficiente de difusión del carbono disminuye; en cambio, el gradiente de concentración aumenta como consecuencia de la reducción de la distancia entre las laminillas
2. Con un subenfriamiento importante, el potencial de nucleación aumenta y se forman más núcleos, de modo que los granos de perlita se vuelven más pequeños y más numerosos; esto es seguramente un factor acelerante;
3. Con una baja temperatura, la perlita tiende a desarrollarse en forma de abanico o esférico, lo que aumenta la superficie de

de contacto entre la austenita y el frente de crecimiento perlítico; este factor también aumenta la velocidad de transformación.

El efecto total de estos tres factores es un aumento de la velocidad de transformación con la disminución de temperatura de transformación cuando aumenta la velocidad de enfriamiento.

En el aspecto metalográfico, esto aparece sobre todo en una estructura eutectoide más fina; las demás consecuencias acompañando el fenómeno, o sea la reducción del tamaño de los granos de perlita y el crecimiento en forma de abanico, son mucho más difíciles de observar.

Al comienzo de la investigación científica del acero, la perlita muy fina no se podía observar como tal al microscopio óptico y se consideraba como constituyente separado, llamado entonces sorbita (según Clifton Sorby, inventor del examen microscópico en la metalografía). Sin embargo, con estudios sistemáticos de las transformaciones del acero y la utilización del microscopio electrónico en la metalografía, se demostró que no hay diferencia entre la sorbita y la perlita, ni en la formación, ni en la estructura.

Con aumento de la velocidad de enfriamiento, la formación de perlita puede ser reprimida en parte o totalmente. La velocidad de enfriamiento máxima a la cual la transformación perlítica puede ocurrir totalmente para una composición determinada de acero se llama "velocidad crítica". La Fig. 3.26 muestra la temperatura de la formación de perlita en función de la velocidad de enfriamiento. Estos puntos de transformación dinámica se llaman A_c' . Desde la velocidad crítica V_c la temperatura de transformación baja repentinamente; un nuevo mecanismo de transformación aparece: la formación de martensita en A_c'' .

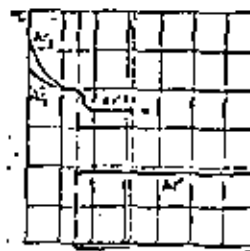


Figura 3.26: Reducción de la temperatura del punto de transformación A_c' , en función de la velocidad de enfriamiento

3.3.5 Martensita

La transformación perlítica es una reacción cuyo mecanismo está determinado por nucleación y crecimiento de los núcleos; la fase perlítica se desarrolla por el movimiento paulatino del frente de transformación, con una velocidad determinada principalmente por la difusión. El mecanismo de la formación de martensita (llamada según el metalurgista alemán Martens) es totalmente diferente: debido a la importante reducción de la temperatura de transformación, la difusión del carbono disminuye y al mismo tiempo aumenta la tendencia a la transformación, de modo que la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ ocurre de una "sin ninguna difusión de carbono, con un cambio brusco de la red cristalina.

En este mecanismo no se puede hablar del movimiento de un frente de reacción: llegando a una temperatura determinada (Ms = martensita "start" = comienzo) la transformación empieza al mismo tiempo en lugares diferentes, donde se forman partículas de martensita con aspecto de agujas, por medio de un brusco cambio de determinadas zonas de la austenita. Este cambio brusco ocurre con una velocidad cercana a la de la velocidad del sonido en el acero. Únicamente bajando

más la temperatura podrán transformarse otras partes de la austenita en martensita y la transformación total ocurre llegando a una temperatura mínima llamada M_f (final).

3.3.5.1 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación martensítica

La Fig. 3.27 muestra la posición de la temperatura del comienzo (M_s) y del final (M_f) de la transformación austenita-martensita en función del contenido en carbono. En esta figura se observa que la estabilidad de la austenita aumenta con el contenido en carbono y que por eso bajan los puntos M_s y M_f . Además, el intervalo M_s-M_f aumenta. Por otro lado, M_s y M_f usual no dependen de la velocidad de enfriamiento (Fig. 3.26). Sin embargo, es preciso tener una velocidad de enfriamiento suficiente para llegar a la transformación martensítica sin formación precedente de perlita.

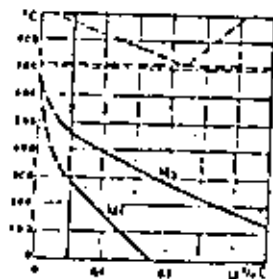


Figura 3.27: Temperatura del inicio (M_s) y del fin (M_f) de la transformación martensítica en función del contenido en carbono

En relación con la Fig. 3.27 hay que observar que la zona entre las líneas M_s y M_f no pueden ser utilizadas como una zona de segregación, en la cual se podría determinar con la posición de un punto, el porcentaje de cada fase según la regla de la palanca, ya que estas curvas no son líneas de equilibrio, sino que indican el comienzo y el final de un fenómeno dinámico.

3.3.5.2 La estructura de la martensita

El término "martensita" era anteriormente una denominación metalográfica para una determinada estructura de acero templado, de modo que hay que distinguir entre el término cristalográfico "martensita" que determina una solución supersaturada de carbono en hierro y el término cristalográfico "estructura martensítica", ya que en dicha estructura pueden existir al mismo tiempo martensita, cementita, ferrita y sobre todo austenita residual.

Hubo muchas discusiones durante varios años en relación con la estructura cristalográfica de la martensita y su relación con el hierro α' . Mediciones exactas de los parámetros de la red por difracción de rayos X, resolvieron el problema. De la resistencia eléctrica elevada y de la densidad se pudo concluir que se trata de una solución sólida de carbono en hierro, mientras que las propiedades magnéticas demuestran una relación con el hierro α' . Se demostró en 1922 por Westgren y Phragmen, que los parámetros de aceros templados cambian mucho en función del contenido en carbono. Con aumento del contenido en carbono la red cúbica centrada en el cuerpo se transforma en una red tetragonal, con una arista (la arista "c") que aumenta linealmente con el contenido en carbono equivalente a la concentración eutéctica. Ya que la variación del parámetro "a" es relativamente pequeña, se da en general la relación c/a, la cual es una medida de la deformación de la red cúbica α' (Fig. 3.28).

En la Fig. 3.29 se muestra la distorsión de Bain en el acero. En estos dibujos, las posiciones que ocupan los átomos de carbono se muestran por medio de puntos negros. Debe reconocerse, sin embargo, que realmente en cualquier muestra de acero dada solamente está siempre lleno un pequeño porcentaje de las posiciones posibles. En la estructura cúbica centrada en las caras hay tantas posiciones posibles

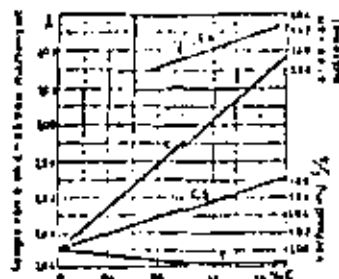


Figura 3.28: Constantes de la red de la austenita y de la martensita tetragonal en función del contenido en carbono.

para los átomos de carbono como átomos de hierro. Esto significa que si se llenasen todas las posiciones, la aleación tendría una composición conteniendo 50% atómico de carbono. El máximo realmente observado es 0,9% atómico (2,06% en peso). La Fig. 3.29 representa austenita cúbica centrada en las caras. En esta estructura, los átomos de carbono ocupan los puntos medios de las aristas del cubo y de los centros de los cubos. Estas son posiciones equivalentes, pues en cada caso un átomo de carbono se encuentra situado entre dos átomos de hierro a lo largo de una dirección «001». En la Fig. 3.29 se muestran las posiciones equivalentes en la austenita, cuando se le considera una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. Obsérvese que en esta celda las posiciones del carbono ocurren entre átomos de hierro a lo largo de las aristas de los ejes c y en los centros de las caras cuadradas en cada extremo de la celda prismática. Finalmente, en la Fig. 3.29 se muestra la estructura martensítica. En este último caso, se reduce gradualmente la tetragonalidad de la celda, pero los átomos de carbono están todavía en las mismas posiciones relativas con respecto a sus vecinos átomos de hierro igual que en la celda unitaria austenítica.

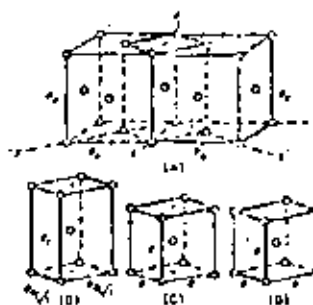


Figura 3.29: Distorsión de Bain en la transformación martensítica de los aceros. Los puntos negros representan posiciones que pueden ocupar los átomos de carbono. Solamente una pequeña fracción está siempre llena. (A) Cúbica a caras centradas. (B) Representación tetragonal de la austenita. (C) Martensita tetragonal. (D) Cúbica a cuerpo centrado.

La estructura resultante es tetragonal únicamente porque los átomos de carbono son heredados de la austenita, y la transformación que normalmente continúa hasta la cúbica centrada en el cuerpo no es capaz de completarse. Puede considerarse que los átomos de carbono deforman la red a la configuración tetragonal y la extensión de la tetragonalidad que ocurre puede deducirse de la Fig. 3.28. Nótese que los parámetros reticulares son graficados como una función del contenido en carbono tanto de la austenita como de la martensita y en cada caso, los parámetros varían linealmente con el contenido en carbono. En la martensita un contenido de carbono en aumento, aumenta el parámetro del eje c , en tanto que disminuye el parámetro asociado con los dos ejes a . Al mismo tiempo, el parámetro cúbico de la austenita (a)

crece con el aumento en el contenido de carbono. Estas relaciones se pueden expresar en términos de una simple ecuación en donde x es la concentración de carbono.

Parámetros martensíticos (Angstroms)

$$c = 2,861 + 0,116x$$

$$a = 2,861 - 0,013x$$

Parámetro de la austenita (Angstroms)

$$a_0 = 3,548 + 0,044x$$

Un simple cálculo de la relación c/a a 1,0% de carbono produce 1,045. Este número debe ser comparado a la relación correspondiente cuando se considera a la austenita cúbica centrada en las caras como una red tetragonal. Como se mencionó previamente, la relación es 1,414, de manera que en la mayoría de los aceros (con menos de 1,00% de carbono), la red martensítica es ciertamente mucho más próxima a la cúbica centrada en el cuerpo que a la cúbica centrada en las caras.

Como la martensita se forma por medio de una transformación brusca de la red austenítica, tiene que existir una relación de orientación entre ambas redes. Esto aparece claramente en la metalografía por la orientación recíproca de las agujas o laminillas de martensita; dentro de los límites de los granos de la austenita original, las agujas de martensita forman ángulos constantes, que tienen que ver con la red de la austenita. Siguiendo las investigaciones exactas con rayos X, existen dos posibilidades de orientación de la red martensítica en relación con la red original de la austenita, que están determinadas por la temperatura de formación de la martensita. Sin embargo, en la metalografía, no se puede observar esta diferencia cristalográfica.

Se puede preguntar qué pasa con los átomos de carbono durante la transformación brusca de la red cristalina? Un examen por medio de los rayos X no permiten determinar en qué parte de la red están ubicados los átomos de carbono. Tampoco los cálculos de los espacios disponibles ni del lugar de menor energía pudieron dar hasta ahora una solución a ese problema. Por eso, todavía no se sabe con seguridad si los átomos de carbono se encuentran en el centro de la celda unitaria como en la austenita o como se acepta a veces, en solución substitucional.

El problema de saber si la formación de la martensita es un fenómeno de nucleación tampoco tiene solución hasta ahora. Tal transformación, que ocurre sin difusión y sin dependencia del tiempo, normalmente no necesita nucleación, a pesar de que a veces en casos especiales, por ejemplo en la formación inotérmica de martensita desde austenita residual (véase 3.3.5.4), la transformación está influida por el tiempo, por lo cual es bastante probable la nucleación.

Se acepta generalmente que la formación de martensita independiente del tiempo no empieza con núcleos, sino con heterogeneidades de la red austenítica como distribución de carbono, tensiones dislocaciones, etc. Esto es además una explicación para la influencia de la temperatura de austenización y del tamaño del grano de la austenita sobre la posición del punto Ms y sobre el grado de finura de la martensita formada.

3.3.5.3 Cambios dimensionales asociados con la formación de la martensita

Cuando la austenita se transforma a martensita, hay un cambio en volumen que puede ser calculado considerando la distorsión de Bain y los parámetros reticulares de la austenita y la martensita.

Con referencia a la fig. 3.28 y considerando un acero con el 1% de carbono, el parámetro reticular de la austenita es

$$a = 3,548 + 0,044(1,0) = 3,592 \text{ \AA}$$

y el volumen de la celda unitaria de la austenita (forma tetragonal)

es

$$V_a = a_0 \cdot \frac{a}{\sqrt{2}} \cdot \frac{a}{\sqrt{2}} = \frac{a_0 a^2}{2} = 23,18 \text{ \AA}^3$$

En la martensita, los parámetros reticulares son:

$$a = 2,861 - 0,013(1,0) = 2,848 \text{ \AA}$$

$$c = 2,861 + 0,116(1,0) = 2,977 \text{ \AA}$$

El volumen de la celda unitaria de martensita es

$$V_m = c \cdot a \cdot a = 2,977(2,848)^2 = 24,14 \text{ \AA}^3$$

En consecuencia, el cambio en volumen será

$$\Delta V = V_m - V_a = 24,14 - 23,15 = 0,99 \text{ \AA}^3$$

y el cambio relativo en volumen, suponiendo que se forma la martensita desde la austenita a temperatura ambiente, es

$$\frac{\Delta V}{V_a} = \frac{0,99}{24,14} = 4,1\%$$

Cuando un acero con el 1% de carbono se transforma a martensita, hay un aumento en volumen de aproximadamente 4,1% que se puede considerar como un valor promedio, representativo de los aceros en general, que no varía mucho con el contenido en carbono. Esto es por que estamos transformando desde la austenita con una relación c/a que queda entre 1,0 y 1,090, correspondiente a la zona máxima de contenido en carbono (0 a 2% de C).

Debido a las numerosas orientaciones que las placas de martensita pueden tomar en un cristal de austenita simple, puede suponerse que la expansión en volumen es isotrópica en una muestra de tamaño suficiente. En consecuencia, se pueden utilizar los cambios en longitud para medir la deformación asociada con la reacción martenística. A este respecto, como se muestra en los cálculos, un pequeño cambio isotrópico en la longitud es igual a un tercio del cambio en volumen correspondiente. Por lo tanto,

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{\Delta V}{3V} = \frac{4,1\%}{3} = 1,4\%$$

3.3.5.4 Austenita residual

Casi todas las aleaciones hierro-carbono contienen después del temple, e incluso, hasta temperaturas justamente debajo de M_f , además de la martensita, siempre una parte más o menos grande de austenita residual, cuya transformación a martensita sólo ocurre a temperatura mucho más baja. Esta estabilidad excepcional de la austenita se debe sobre todo a la compresión ejercida sobre la austenita por la martensita, debido al aumento de volumen acompañando la transformación martenística (ver 3.3.5.3).

Un fenómeno que está aparentemente en contradicción con esto, es el aumento de estabilidad de la austenita, que ocurre a temperatura constante en función del tiempo. Cuando se temple un acero hasta una temperatura entre M_s y M_f , de modo que se transforma únicamente una parte de la austenita, y cuando se conserva el acero a esa temperatura durante un tiempo determinado, la austenita no transformada (residual) aumenta su estabilidad y sólo se transforma en martensita a una temperatura bastante inferior a M_f . Este efecto de estabilización aumenta cuando hubo más formación de martensita en la primera fase de transformación.

Se podría encontrar una explicación a este fenómeno de estabilización a temperatura constante por medio de la desaparición o del anclaje de dislocaciones en función del tiempo bajo la influencia de tensiones mecánicas residuales.

La austenita residual tiene dos efectos importantes sobre los fenómenos de endurecimiento del acero.

En primer lugar, esta austenita puede transformarse en condiciones determinadas isotérmicamente a temperatura ambiente a martensita, de modo que en un elemento de construcción de acero templado pueden aparecer tensiones y cambios de volumen. Esto ocurre naturalmente cuando tal acero se enfría durante su uso a temperaturas bajas. Además, deformación en frío y aún choques de partes templadas pueden provocar una transformación parcial de la austenita residual.

Por otro lado, esa austenita puede transformarse durante un calentamiento en uno de los constituyentes que se discutirán en 3.3.5, de modo que pueden aparecer heterogeneidades importantes en propiedades y estructura.

En aceros al carbono (no aleados) el contenido en austenita residual depende sobre todo de la concentración en carbono. Con 0,4% C la austenita residual pueda ser de un máximo de 10%, con 1,3% más o menos 40% y con 1,7% C de 80%.

Las propiedades mecánicas de un acero con estructura martensítica dependen en primer lugar de la relación martensita/austenita residual. En la Fig. 3.30 observamos la dureza y el volumen específico de aceros martensíticos en relación con su contenido en carbono.

Debajo de 0,3% C la estructura martensítica tiene, además de la dureza mínima muy buenas propiedades de ductilidad y tenacidad a condición de calentar el material a 150-200°C para eliminar las tensiones mecánicas provocadas por el templeado anterior (recocido de alivio de esfuerzos).

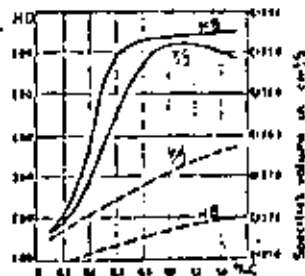


Figura 3.30: Dureza y volumen específico en función del contenido en carbono para el estado martensítico (—) y el estado revenido (-----).

3.3.5.5 El revenido de la martensita

En los aceros, se usa el término "revenido" para el calentamiento de aceros templados a temperaturas entre la temperatura ambiente y la temperatura A_1 . Si la estructura no cambia por el tratamiento como es el caso en la zona de bajas temperaturas, se habla únicamente de recocido de alivio de esfuerzos (stress relieving).

La transformación de la estructura durante el revenido es al mismo tiempo función del tiempo y de la temperatura. A temperatura ambiente, puede ocurrir una ligera modificación en la estructura martensítica después de un tiempo suficiente, a pesar de que las velocidades de difusión son muy bajas en estas condiciones. Lo que continúa sobre todo, es el aumento de estabilidad de la austenita. Sin embargo, no ocurre un cambio notable en la estructura metalográfica ni en las propiedades mecánicas.

Se distinguen cuatro pasos diferentes en el revenido de la martensita:

1. En el primer paso, que se sitúa entre temperatura ambiente y 250°C, una precipitación de carbono elimina poco a poco la deformación tetragonal de la red cristalina, lo que puede ser observado con rayos X por la aparición de figuras de difracción de la red cúbica centrada en el cuerpo de la ferrita. La relación de los parámetros c/a resultan entonces igual a la unidad. Esa transformación se observa también metalográficamente: mientras que la martensita tetragonal no se coloreó mucho en el ataque químico y forma agujas de color blanco hasta azul, la "martensita revenida" se vuelve café oscuro hasta negro, sin cambiar la forma de las agujas. Se ha llamado a menudo esa martensita revenida "martensita cúbica", porque se pensaba que en el primer paso del revenido el carbono se quedaba encerrado en la red cúbica, únicamente cambiando ligeramente su posición. Sin embargo, posteriormente se descubrió que en este primer paso de revenido, el carbono se precipita en forma de carburos de muy alta dispersión. Entonces se trata en realidad de una mezcla de ferrita y de carburos con distribución extremadamente fina.

Los primeros carburos formados son carburo ξ , Fe_3C , cuya composición puede diferir mucho de la composición estequiométrica debido a una gran zona de solubilidad. Se acepta que no todo el carbono se precipita, sino que la red ξ parcialmente deformada puede contener cantidades relativamente grandes de carbono (hasta un máximo de 0,25%) en solución.

Durante el primer paso de revenido, la austenita residual se conserva igual, pero su estabilidad aumenta con el tiempo y la temperatura.

29. En el segundo paso del revenido, situado entre 230 y 280°C, la transformación de la austenita residual empieza. El mecanismo de esta disociación en ferrita y cementita es totalmente análogo a la formación de constituyentes intermedios y a la transformación isotérmica que se discutirán más adelante (véase 3.3.6 y 3.4).

30. En el tercer paso del revenido, que se sitúa entre 260 y 380°C y que se traslapa parcialmente con el segundo paso, ocurre la transformación paulatina del carburo ξ a cementita. A partir de los carburos ξ hexagonales muy finos se forma en primer lugar el carburo de hierro(iron)ironhódrico en forma de laminillas muy finas, las cuales a temperaturas más altas, debido al efecto de la tensión de superficie, tienden a coagularse en partículas más grandes y redondas de cementita. Es obvio que para esta transformación, se requiere la difusión de átomos de carbono pero también de átomos de hierro en la red cristalina. Esto explica porqué los elementos de aleación pueden ampliar el tercer paso de revenido y sobre todo subir las temperaturas de este tercer paso.

Finalmente, el carbono que todavía se encontraba en solución superentendida dentro de la ferrita, (primer paso), se precipita en forma de cementita.

40. A pesar de que el cuarto paso de revenido ocurre únicamente en los aceros aleados, es preciso describirlo aquí. Cuando un acero contiene elementos carburantes, estos forman carburos o difunden en la cementita formando carburos complejos con hierro, a

temperaturas que dependen mucho del tipo de elemento. La consecuencia de esto es un endurecimiento por precipitación que hace aumentar otra vez la dureza después de un tiempo determinado de revenido. Esto se llama "endurecimiento secundario".

Desde luego, los cambios en las propiedades mecánicas durante el revenido dependen mucho de la estructura de templado y sobre todo de la relación martensita-austenita residual. Esto se indica en la Fig. 3.31 para aceros con diferentes contenidos en carbono y porcentajes diferentes de austenita residual, para diferentes temperaturas de revenido y en cada ocasión con un tiempo de revenido de una hora.

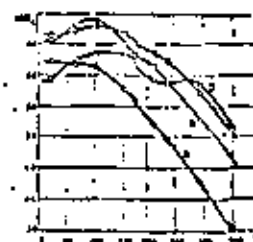


Figura 3.31: Influencia del contenido en carbono y austenita residual sobre la curva de revenido:

	C %	Austenita residual
A	0.49	2
B	0.73	6
C	1.02	21 (1 h)
D	1.26	35

Además de los cambios de propiedades mecánicas por el revenido, ocurren, como en el templado, cambios importantes del volumen, que no sólo permiten la observación dilatométrica de la transformación, sino que hay que tenerlos en cuenta en el tratamiento térmico de los elementos de construcción, ya que pueden provocar agrietamientos del material y tensiones internas.

3.3.6 Constituyentes intermedios.

La formación de la perlita se describió anteriormente como una transformación que ocurre casi en condiciones de equilibrio, porque las velocidades de enfriamiento en este caso son tan bajas que a pesar de que pueden ocurrir algunas desviaciones con respecto a la concentración, el mecanismo de transformación de hecho no varía. Al contrario, durante la formación de la martensita, la velocidad de enfriamiento es tan grande que la velocidad con la que la estructura cristalina cambia de la forma γ a la forma α sobrepasa la velocidad de difusión del carbono y del hierro. La diferencia principal entre la formación de la perlita y la martensita es que la perlita se forma en un procedimiento de nucleación y crecimiento, mientras que cada aguja martensítica se forma independientemente como ya se ha explicado, por un cambio brusco de la red.

Cuando se enfría un acero desde la zona austenítica con velocidades entre la velocidad mínima para la formación de la perlita y la mínima para formar martensita, se forman constituyentes intermedios cuyo mecanismo de transformación tiene semejanza con ambas transformaciones anteriores.

3.3.6.1 Trostita primaria (de templeado)

Cuando la velocidad de enfriamiento es ligeramente inferior a la velocidad crítica, al principio la velocidad de difusión del carbono es suficiente para alcanzar la velocidad de transformación, mientras que la difusión del hierro ya está tan reducida, que la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ ocurre con un cambio brusco de la red cristalina, o sea, de modo coherente con la red austenítica y no libremente como en condiciones de equilibrio. La consecuencia de esto es que los constituyentes intermedios la ferrita se orienta según determinados planos cristalográficos de la austenita. En los constituyentes intermedios se nuclean primero la ferrita, mientras que la perlita siempre empieza con la cementita.

Por otro lado, existe una diferencia fundamental con la martensita, ya que el carbono no se queda en solución, sino que forma cementita, de modo que la red ferrítica no está deformada.

El constituyente que se forma por un templeado con velocidades ligeramente inferiores a la velocidad crítica se llama trostita, según el metalurgista francés Troost. Aunque este constituyente, como los demás constituyentes intermedios, se compone de laminillas alternadas de ferrita y cementita, éstas no se pueden observar con el microscopio óptico. Debido al muy alto grado de dispersión, este constituyente se colorea rápidamente con el ataque químico después del pulido, y son muy raras los casos de probeta homogénea. En general, la trostita se presenta en forma de manchas negras de aspecto redondo o en abanico en una masa de perlita o martensita ligeramente coloreada.

3.3.6.2 Trostita secundaria (de revenido)

Este constituyente es cristalográficamente análogo al anterior, pero se forma durante el revenido de la martensita en el intervalo de temperatura correspondiendo al tercer paso de revenido. Aunque la trostita de revenido no se forma directamente de la austenita, la misma relación de orientación existe, como en la trostita de templeado, ya que las agujas martensíticas tienen esa orientación con la austenita primaria.

La analogía entre la trostita de templeado y de revenido consiste en la relación de orientación con la austenita y el grado de dispersión. Sin embargo, el aspecto metalográfico es totalmente diferente: durante el revenido de una aguja de martensita, la transformación empieza en el corazón de la aguja y se propaga hacia el límite.

3.3.6.3 Bainita

Una tercera posibilidad de formación de un constituyente intermedio es la transformación isotérmica de la austenita metaestable entre M_1 y M_2 . La estabilidad de esa austenita depende mucho de la temperatura, como se demostrará más adelante en la discusión de las transformaciones isotérmicas (3.4).

La transformación isotérmica de la austenita templada es totalmente análoga a la formación de la trostita en templado: la velocidad de difusión del carbono todavía es suficiente para permitir la precipitación de la cementita, mientras que la formación de ferrita ocurre con un fenómeno brusco de cambio según las orientaciones preferenciales de la red. El aspecto metalográfico de la bainita, llamada según E.C. bain, tiene mucha semejanza con la martensita, debido a la presencia de agujas ferríticas.

Desde el trabajo de investigación muy importante de E.C. Bain sobre transformaciones isotérmicas, existe la tendencia (sobre todo en la literatura anglosajona) de llamar todos los constituyentes intermedios "bainita", independientemente de su modo de formación.

3.4 Los diagramas TTT y CCT

Hasta este punto, hemos tratado de las transformaciones de la austenita a perlita, martensita o constituyentes intermedios a diferentes velocidades de enfriamiento sin definirlos exactamente. En esas condiciones, sólo se puede investigar poco sobre la velocidad de transformación o sobre su desarrollo en función del tiempo. Hasta antes de 1930, la investigación sobre las transformaciones del acero se limitó de hecho a los métodos empíricos del templeado del acero.

Se debe principalmente a Bain y Davenport el inicio desde 1930 de la investigación científica y sistemática de las transformaciones del acero. El trabajo se basó en la siguiente constatación: con una velocidad de enfriamiento bastante elevada, la transformación martensítica no empieza antes de una temperatura determinada (M_s), por consiguiente, en la zona de temperatura arriba del punto M_s , la austenita puede detenerse en estado metaestable si la velocidad de enfriamiento para alcanzar esta temperatura es bastante elevada. Bain y Davenport e independientemente ellos y Weaver y Ingel, determinaron la velocidad de transformación de esta austenita metaestable a temperatura constante y además la estructura y las propiedades de los constituyentes que se forman de esta manera.

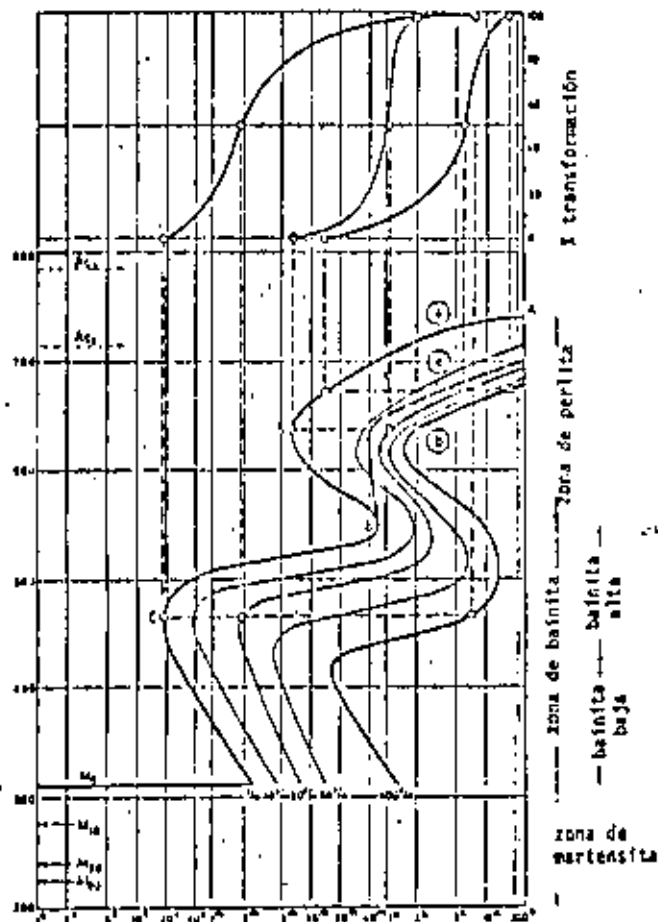


Figura 3.32: Diagrama TTT o de transformación isotérmica de un acero de baja aleación (C=0.40, Mn=1.38, Ni=0.74, Cr=0.53, Mo=0.16); a = comienzo de la transformación, c = línea de carburos, b = fin de transformación

3.4.1 Diagrama TTT o de transformación isotérmica

Estas transformaciones isotérmicas se estudiaron sobre todo según dos métodos diferentes: por metalografía y por dilatometría. En el primer método se templan pequeñas probetas de acero desde la temperatura de austenitización en un baño líquido de plomo o de sal a temperatura fija y constante entre Al y Ac. Después de tiempos diferentes, las probetas se sacan del baño y se templan a temperatura ambiente, de modo que la austenita todavía no transformada se convierte en martensita, lo que permite evaluar metalográficamente el porcentaje de austenita transformada en función del tiempo y de la temperatura.

En el método dilatométrico, se determina el desarrollo de la transformación después de un templado en baño de sal o de plomo a temperatura constante, en función del tiempo se observa que la velocidad de transformación aumenta al principio y disminuye más tarde para alcanzar asintóticamente la velocidad cero. Cuando se representa el grado de transformación, o sea el porcentaje de austenita transformada en una gráfica con escala logarítmica para el tiempo, se obtiene una curva clásica en forma de "S" (parte superior de la Fig. 3.32). El resultado global de todas estas curvas en "S" para diferentes temperaturas se representa en un solo diagrama, el diagrama T.T.T. o diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación. El tiempo se da siempre en una escala logarítmica y los puntos del comienzo y el fin de todas las transformaciones isotérmicas determinan las curvas de comienzo (izquierda) y fin (derecha) de la transformación. Del mismo modo se pueden representar curvas intermedias que reúnen puntos del mismo grado de transformación (Fig. 3.32). Para esta figura se utilizó un acero aleado para el carácter demostrativo del diagrama, ya que la posición de las diferentes curvas está muy influenciada por los elementos de la aleación y para un acero no aleado (acero al carbono) la curva para el comienzo de la transformación se ubicaría a la izquierda del eje de la ordenada (el segundo). Además es casi imposible determinar con precisión tiempo de comienzo de transformación menores de 1 segundo.

Es sobre todo debido al desarrollo de los diagramas TTT de los aceros aleados que se logró clasificar sistemáticamente los constituyentes de endurecimiento y distinguir las diferencias que existen entre los mecanismos de transformación.

3.4.1.1 Importancia de la forma de los diagramas TTT y del mecanismo de las transformaciones

Se observa en la parte superior de la curva (llamada "rodilla perlítica" en Fig. 3.32) que el inicio y el fin de la formación de la perlita ocurre con tiempos cada vez menores y más rápidamente. Varios fenómenos explican este efecto:

1. La estabilidad de la austenita disminuye y la tendencia a la precipitación de carburo aumenta porque la diferencia en entalpía libre (ΔG) entre la austenita y la perlita aumenta, lo que provoca una reducción del tiempo de incubación (formación de núcleos).
2. Como ya se discutió para la formación de la perlita, al aumentar la velocidad de enfriamiento, el sistema reacciona aumentando la tendencia a la precipitación con un grado de nucleación superior, disminuyendo la distancia entre las laminillas de cementita.
3. Un tercer efecto acelerante es el aumento en frente de cristalización debido al crecimiento en abanico (estado final: bulbos de trostita). Sin embargo, estos efectos que aumentan la velocidad de transformación experimentan un efecto negativo por la movilidad reducida de los átomos que dificulta cada vez más la difusión. La difusión disminuye exponencialmente con un descenso de temperatura, y a temperaturas bastante bajas la reducción de difusión sobrepasa los efectos acelerantes; el tiempo de incubación alcanza un valor mínimo y la velocidad de transformación es máxima en la rodilla perlítica (llamada a veces "nariz perlítica").

La forma de la curva de comienzo de transformación también tiene que ver con el mecanismo de la transformación. Como ya se discutió con respecto a la formación de la perlita, esta reacción se nuclea por la cementita, ya que se observa durante el crecimiento lento de la perlita que las laminillas de cementita sobresalen del frente de transformación. Durante este mecanismo, la orientación cristalográfica de la ferrita depende sobre todo de la dirección de crecimiento.

La difusión se hace cada vez más difícil cuando baja la temperatura, lo que dificulta la formación de cementita y favorece la formación de ferrita. Como se estudió en la formación de constituyentes intermedios (3.1.6), la formación de ferrita ocurre en este caso de manera coherente con la red austenítica; la reacción continúa con nucleación y crecimiento de los núcleos, pero la orientación cristalográfica está determinada por la red austenítica original.

La diferencia entre la perlita laminar (formada arriba de la rodilla perlítica) y los constituyentes más finos como trostita (entre B y B') estriba sobre todo en la orientación de la ferrita.

En el diagrama TTT, de los aceros hipoeutectoides, se traza a menudo una línea de carburos (precipitación de carburos) en la zona de la perlita, ya que en estos casos la transformación empieza con la formación de ferrita proeutectoide. En estos casos, la curva de comienzo del diagrama TTT da el inicio de la formación de ferrita, mientras que la línea de carburo da el comienzo de la formación de perlita. La línea de carburo se desplaza hacia la izquierda con aumento en el contenido de carbono. Es obvio que esta línea se acerca más y más a la línea de comienzo de la transformación cuando baja la temperatura: de forma análoga como cuando aumenta la velocidad de enfriamiento, el punto eutectoide se desplaza hacia menores concentraciones en carbono y la perlita formada se vuelve más pobre en carbono, mientras que la cantidad de ferrita disminuye.

A partir del punto B, el tiempo de incubación disminuye nuevamente, como la velocidad de difusión disminuye siempre, este nuevo fenómeno significa un cambio total en el mecanismo de transformación y de nucleación. Las investigaciones del rehl y Multgren demostraron que el producto de transformación obtenido, llamado "bainita" se nuclea por ferrita.

Esta ferrita (llamada ferrita probainítica) se forma mediante un mecanismo de cambio brusco de la red austenítica, mientras que se expulsa el carbono y la cementita se forma en segundo lugar. Debido a esto, el frente de transformación tiene una forma totalmente diferente que en la transformación perlítica: agujas de ferrita penetran según los planos octaédricos de la austenita y entre esas agujas ferrí-

licas se precipitan pequeñas partículas de cementita. Bajando aún más la temperatura, se hace cada vez más difícil la precipitación del carbono, la ferrita se sobresatura y alcanzando la temperatura B₀ el cambio brusco de la red austenítica ocurre sin difusión, formando la red tetragonal de la martensita.

La relación entre los mecanismos de formación de la bainita y de la martensita aumenta cuando la transformación isotérmica ocurre a temperaturas más bajas. Según la teoría de Jellinghaus, basada en varios resultados experimentales, la ferrita bainítica se nuclea por núcleos de martensita.



Figura 3.33: Traslapa de las curvas de inicio de transformación de la perlita (a) y de la bainita (b)

Como ya se mencionó la Fig. 3.12 representa un diagrama TTT de un acero aleado, porque en estos diagramas las zonas perlítica y bainítica están claramente separadas. Al contrario, en un acero no aleado (al carbono), las dos zonas se superponen en gran parte, ya que la rodilla bainítica sólo está ligeramente más baja que la rodi-

lis perlítica. El resultado de la superposición de ambas transformaciones, es que el diagrama TTT muestra solamente una rodilla, que se denomina usualmente rodilla perlítica (Fig. 3.33).

3.4.1.2 Interpretación de los diagramas TTT.

a. Acero al carbono.

Considérenos como ejemplo la curva TTT de un acero al carbono no aleado, tipo AISI 1055, correspondiendo a un XC 55 en norma francesa (Fig. 3.34).

Las líneas enteras indican el inicio y el fin de la transformación isotérmica; la de la izquierda corresponde a la aparición de los primeros granos de ferrita y/o de bainita, la de la derecha a 97-100% de austenita transformada. Tramos con líneas de puntos y tramos corresponden a zonas de determinación inexactas debido a la alta velocidad de transformación.

La línea de puntos finos corresponde aproximadamente a una transformación de 50%. Las líneas intermedias enteras representan la aparición de nuevos micro constituyentes con la siguiente abreviación:

A = austenita F = ferrita
 C = carburos B = martensita
 (p.e), cementita)

Estas líneas no indican necesariamente el límite de la zona de formación de algún constituyente obtenido anteriormente. Por ejemplo, en la zona de traslapo de los dominios perlíticos y bainíticos, ambas reacciones pueden ocurrir simultáneamente.

Para entender mejor la utilización del diagrama TTT de la Fig. 3.34, sigamos por ejemplo la línea horizontal que corresponde a

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	Cu%	V%
0,53	0,70	0,35	0,010	0,020	0,24	0,09	< 0,10	0,52	< 0,01

Austenitización a 850 °C durante 15 min.

fanado de grano : 11

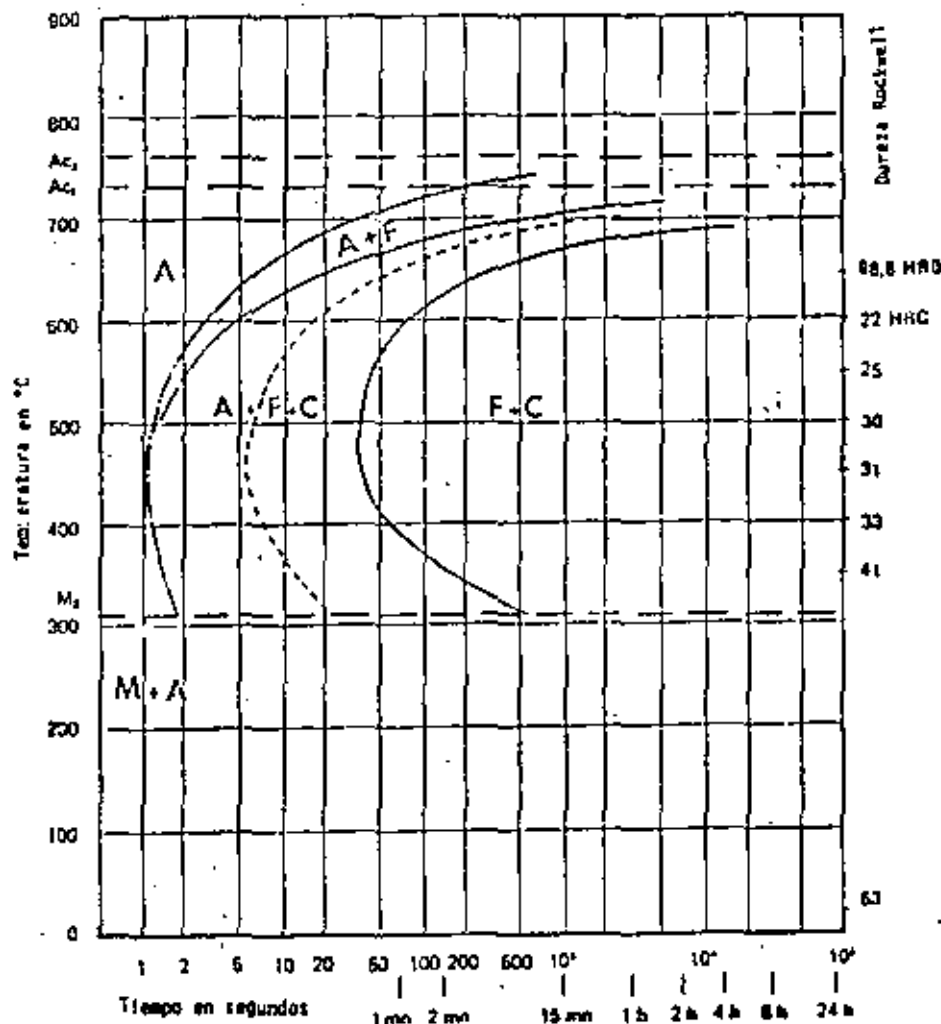


Figura 3.34: Curva TTT o de transformación isotérmica de un acero XC 55 o 1055

una permita. La isotérmica del material a 600°C después de una austenitización, se observa lo siguiente:

- después de 3 segundos: aparición de los primeros granos de ferrita
- después de 5 segundos: aparición de las primeras zonas con carburos (perlita)
- después de 18 segundos: transformación de austenita superior a 50
- después de 1 minuto: terminó la transformación; la dureza de la estructura formada, en este caso 22 HR_c, se indica a la derecha de la línea horizontal de 600°C.

Cuando disminuye la temperatura, el modo de transformación pasa progresivamente del tipo perlítico al tipo bainítico, mientras que se reduce la zona correspondiente a la formación de la ferrita. Estas dos zonas de transformación se distinguen esencialmente por el aspecto micrográfico de los constituyentes formados: los constituyentes de la zona perlítica (ferrita más perlita) tienen la forma de granos poligonales, iniciándose en los límites de grano de la austenita con orientaciones cristalográficas determinadas. Generalmente, en el rango de temperatura comprendido entre 400 y 600°C, ambas zonas se traslapan.

La diferencia entre las características de las zonas perlítica y bainítica es mucho más pronunciada en los aceros aleados.

D. Acero aleado

Consideremos por ejemplo la curva TTT de un acero tipo AISI 4135, correspondiendo a un 35 CD4 de la norma francesa NF (ver Fig. 3.35).

A temperatura alta, se forman únicamente constituyentes de tipo ferrita proeutectoide y después perlita.

Las zonas de transformación perlítica y bainítica están separadas por una zona de estabilidad de la austenita alrededor de 300°C en donde la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ puede ocurrir según ambos modos de reacción.

Composición del acero estudiado

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	Cu%
0,37	0,70	0,30	0,010	0,019	< 0,17	1,00	0,18	0,10

Austenitización a 850 °C durante 15 minutos Tamaño de grano : 8 - 9

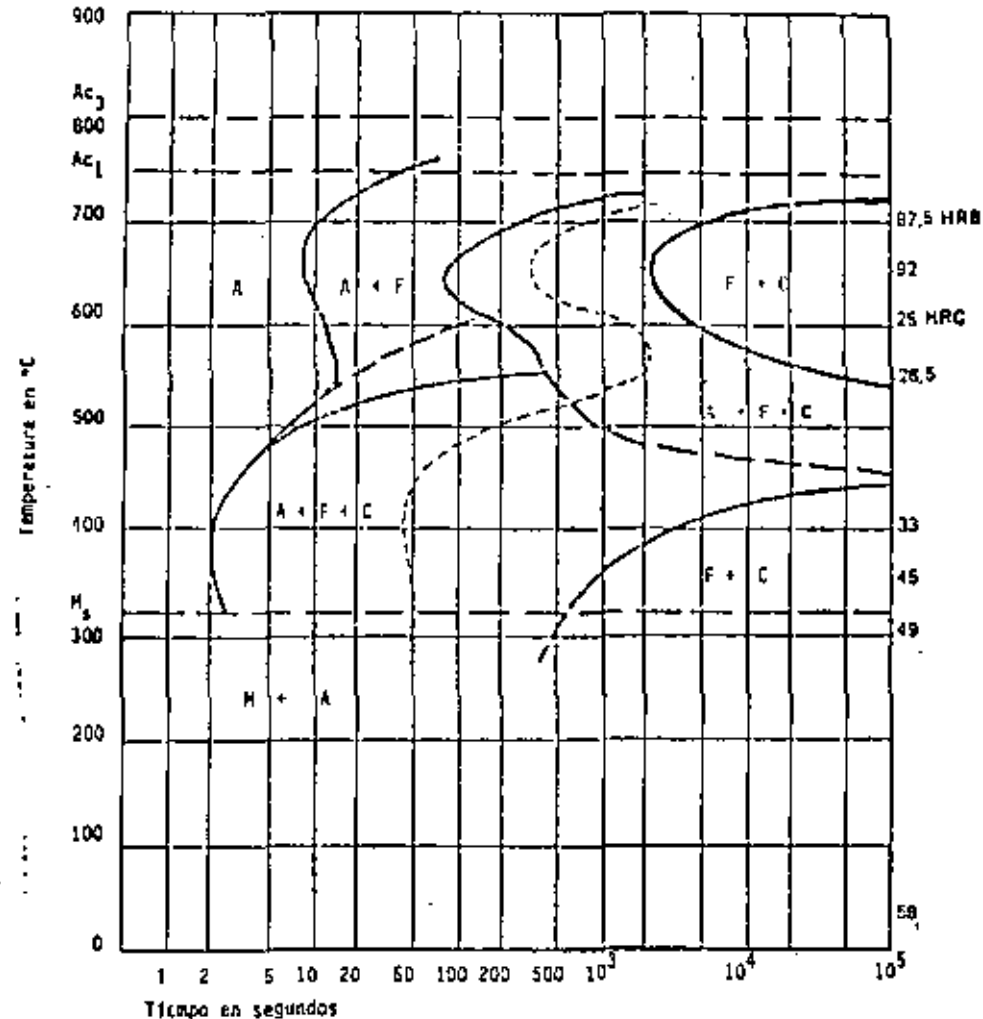


Figura 3.35: Curva TTT o de transformación isotérmica de un acero 35 CD 4 o 4135

durante una permanencia isotérmica a 500°C después de una austenitización correcta, obtenemos sucesivamente:

- después de 15 segundos: inicio de la transformación con aparición de los primeros granos poligonales de ferrita pro-perlítica
- después de 20 segundos: aparición de granos con forma circular de ferrita properlítica (Nota: el estudio de esta fase con microscopio electrónico, aumentando más de 10000X, hace aparente la existencia de carburos muy finos en este constituyente properlítico de modo que algunos autores ya lo consideran como bainita).
- después de 350 segundos: aparición de las primeras zonas con carburos, tipo perlítico
- después de 2000 segundos: la cantidad de austenita transformada es superior a 50%
- después de 17 horas: fin de la transformación.

Las cantidades formadas de ferrita properlítica y de ferrita properlítica disminuyen con la reducción de temperatura. A 470°C, la transformación comienza con la formación directa de bainita y sólo después de varias horas de transformación, cuando la cantidad de austenita transformada ya sobrepasa claramente 50%, aparecen las primeras zonas con carburos de tipo perlítico. Debajo de 450°C, la transformación consiste únicamente en la formación de constituyentes de tipo bainítico.

e. Comparación esquemática entre diagramas TTT de aceros AISI 1040, 1080 y 10100.

La Fig. 3.36 representa esquemáticamente las diferencias entre los diagramas TTT de los siguientes aceros:

- AISI 1040: acero al carbono con aproximadamente 0,40% C, composición hipoeutectoide, estructura recocida: 50% ferrita proeutectoide y 50% perlita, aproximadamente.

- AISI 1080: acero al carbono con aproximadamente 0,80% C, composición eutectoide, estructura recocida 100% perlita aproximadamente.
- AISI 10100: acero al carbono con aproximadamente 1,00% C, composición hipereutectoide, estructura recocida: 3,4% cementita properlítica y 96,6% perlita (según cálculo teórico).

Observando la Fig. 3.36, se notan 3 diferencias importantes entre los diagramas:

a. Temperaturas críticas

- para 1040: las temperaturas A_1 y A_2 son de 815 y 723°C, respectivamente; entre estas dos temperaturas, la austenita se transforma parcialmente en ferrita properlítica, hasta alcanzar la relación f_d de equilibrio para la temperatura de transformación isotérmica T, con $T_A < T < T_{A_2}$
- para 1080: las temperaturas A_1 y A_2 coinciden, ya que el acero es eutectoide: $T_{A_1} = T_A = 723°C$; la austenita se transforma en ferrita + carburo desde el inicio de la transformación; la línea de los carburos coincide con la de inicio de transformación.
- para 10100: existen las temperaturas A_{cm} (desaparición de los carburos) y A_1 (transformación $\gamma \rightarrow \alpha$), con valores de 800°C y 723°C, respectivamente; entre estas dos temperaturas, la austenita se transforma parcialmente en cementita proeutectoide, hasta alcanzar la relación f_{cm} de equilibrio para la temperatura de transformación isotérmica T, con $A_{cm} < T < A_1$; en todos los casos, la cementita se forma primero σ , a baja temperatura, simultáneamente con la ferrita.

b. Posición de la nariz perlítica

El acero 1080 presenta la transformación más lenta (t_{min} de varios segundos), mientras que tanto el acero 1040 como el 10100 se

Transforman más rápidamente ($t_{50} < 1$ segundo). Explicación: el acero hipoeutectoico se transforma más rápidamente debido a la baja cantidad de carbono disuelto y el acero hipereutectoico por el alto potencial de nucleación debido a la gran cantidad de carbono disuelto y eventualmente por la precipitación previa de carburos.

c. Temperaturas M_s y M_f de la transformación martensítica.

Como se representó en la fig. 3.27, estas temperaturas dependen mucho del contenido en carbono y son, para los aceros mencionados:

Aceros	M_s	M_f
1040	400°C	160°C
1080	280°C	-50°C
10100	220°C	-150°C

3.4.2 Curvas CCT o de enfriamiento continuo.

3.4.2.1 Introducción.

Como se discutirá más adelante referente a las aplicaciones de las curvas TTT, éstas solamente pueden ser utilizadas para el estudio de las transformaciones isotérmicas de los aceros, pero no proporcionan información correcta en el caso de enfriamiento continuo, como por ejemplo durante el enfriamiento al aire tranquilo cuando una muestra se saca del horno de recocido. Los tratamientos de enfriamiento continuo son mucho más usuales que los tratamientos isotérmicos y se plantea la necesidad de diagramas de transformación con enfriamiento continuo o curvas CCT (del inglés: continuous cooling transformation).

Se propusieron diferentes métodos para trazar estas curvas: algunos autores por ejemplo calcularon las curvas CCT a partir de los datos de las curvas TTT. Sin embargo, el método más usual más directo para obtener las curvas CCT, es por dilatometría.

La representación gráfica de las transformaciones en condiciones de enfriamiento continuo se hace en un diagrama temperatura/logaritmo del tiempo (análogo al diagrama TTT en el cual aparece para

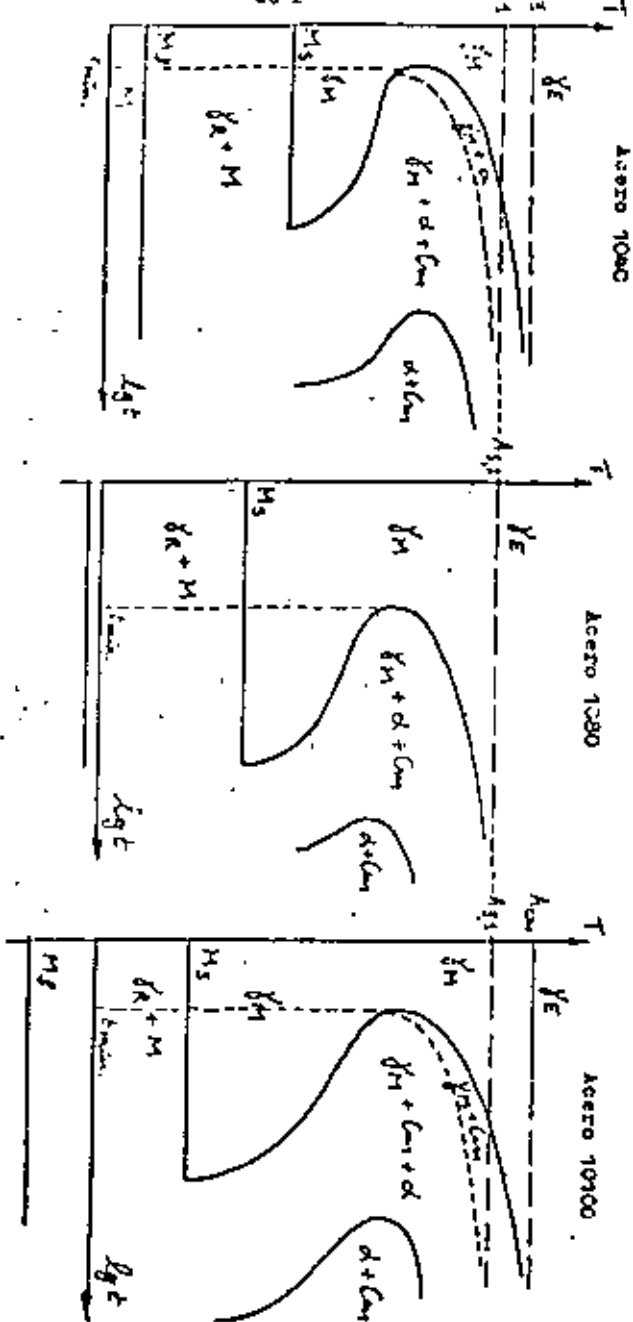


Figura 3.31: Representación esquemática para fines de comparación de los diagramas TTT de los aceros 1040, 1080 y 10100



para cada velocidad de enfriamiento:

- la representación gráfica de la velocidad de enfriamiento de la muestra
- la indicación, sobre cada curva, de los puntos de inicio y de fin de la transformación.

La curva CCT se obtiene por la unión de los puntos correspondientes de inicio, fin y eventualmente 50% de transformación. En general, un estudio metalográfico sirve de complemento al estudio dilatométrico para obtención de un diagrama CCT. Finalmente es usual determinar la dureza de la muestra al terminar su enfriamiento (temperatura ambiente) e indicar ésta en el diagrama.

3.4.2.2. Interpretación de los diagramas CCT

La fig. 3.37, representa las diferentes velocidades de enfriamiento según las cuales se enfriaron muestras para obtener los diagramas CCT que discutiremos a continuación. En esta figura, las notaciones corresponden a lo que sigue:

ADM análisis térmico y magnético

- 1 templado en agua
- 2 templado en aceite
- 3 enfriamiento en aire comprimido 1 kg/cm²
- 4 enfriamiento en aire comprimido 0,5 kg/cm²
- 5 enfriamiento al aire libre
- 6 enfriamiento en mulla N° 2
- 7 enfriamiento en mulla N° 3
- 8 enfriamiento en mulla N° 5
- 9 enfriamiento en horno abierto con mulla N° 2
- 10 enfriamiento en horno medio abierto
- 11 enfriamiento en horno cerrado + mulla N° 5
- Dilat. Diff. enfriamiento con ciclo térmico impuesto.

Durante la determinación del diagrama CCT por medio de dilatometría, se registran los cambios volumétricos de la muestra y se indican luego las fases formadas y su cantidad sobre las curvas de enfriamiento representadas en la fig. 3.37

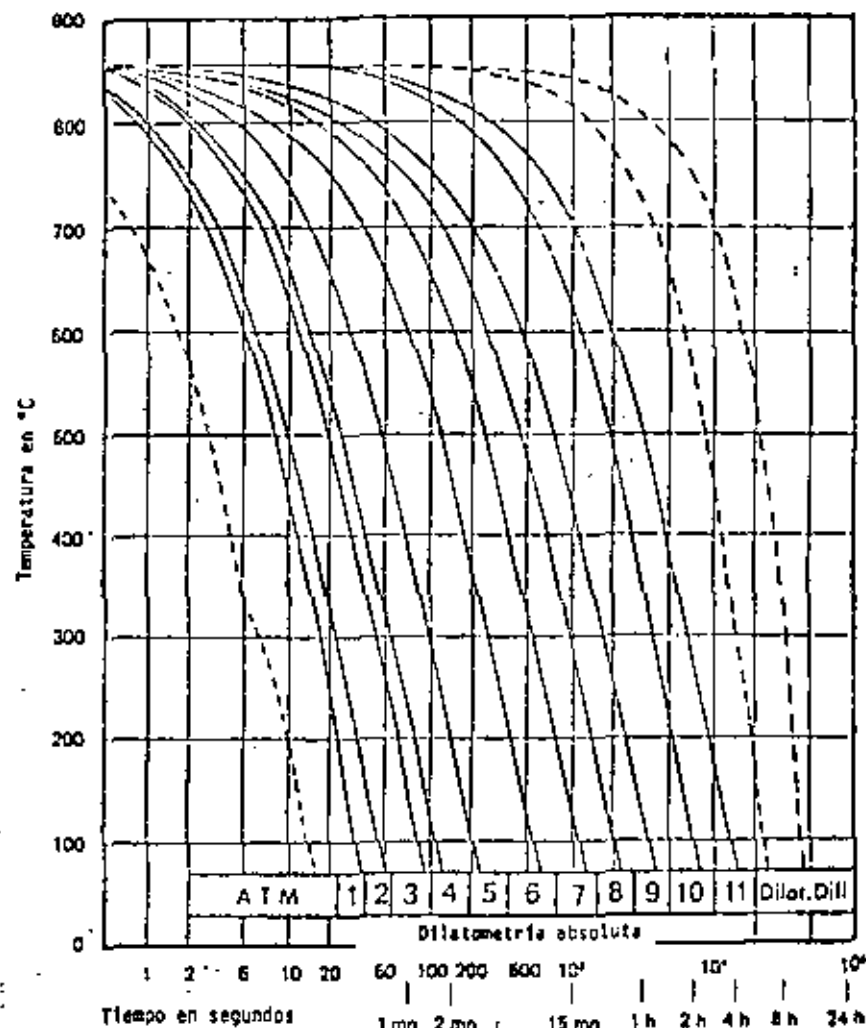


figura 3.37: Curvas de enfriamiento de las muestras utilizadas en IRSID para obtener las curvas CCT o de enfriamiento continuo (ver texto)

- entre 630 y 500°C: la muestra se encuentra en la zona marcada "A + F": se forma ferrita properlítica en una cantidad de aproximadamente 5% (estimación)
- entre 540 y 330°C: se atraviesa la zona marcada "A + F + C", correspondiendo a la formación bainita: a la temperatura de 430°C, el porcentaje de transformación es de 50% y la estructura se compone de: 50% bainita, 50% austenita metaestable; a la temperatura de 330°C el material entra en la zona de transformación martensítica: en este momento, la formación de bainita alcanza 70% (ver diagrama) y la estructura es: 70% bainita, 30% austenita metaestable.
- entre 330°C y temperatura ambiente: zona de transformación martensítica "A + M", estructura final: 70% bainita y hasta un máximo de 30% martensita; la cantidad de austenita residual se calcula según el procedimiento explicado más adelante.
- dureza alcanzada al fin del enfriamiento: 40 DR_C

Ejemplo 1.3: enfriamiento según curva N° 8

- relación de estructuras formadas durante el enfriamiento:
- entre 850 y 740°C: el material no experimenta ninguna transformación.
- entre 740 y 675°C: el material se encuentra en la zona marcada "A + F": se forma ferrita properlítica hasta un valor de 45% (ver diagrama) cuando alcanza la temperatura de 675°C.
- entre 675 y 630°C: el material atraviesa la zona perlítica "A + F + C" unos grados debajo de 675°C, se corta la línea delgada de trazos (50% transformación), obteniéndose una estructura con 45% ferrita properlítica, 5% perlita y 50% austenita metaestable; una vez alcanzada la temperatura de 630°C, el diagrama indica la formación de 3% de perlita; el material presenta entonces la siguiente estructura: 45% ferrita properlítica, 35% perlita y 20% de austenita metaestable;
- entre 630 y 480°C: el 20% de austenita metaestable existente en este momento en la muestra se conserva hasta 400°C sin ninguna transformación.

- entre 480 y 360°C: el material pasa por la zona "A + F + C" de bainita: alcanzando los 360°C, se forma 17% (ver diagrama) de bainita, siendo la estructura ahora: 45% ferrita, 35% perlita, 17% bainita y 3% austenita metaestable
- entre 360 y 200°C (aproximadamente): no ocurre ninguna transformación del 3% de austenita metaestable presente en la muestra
- entre 200°C y temperatura ambiente: el 3% de austenita se transforma en martensita.
- Estructura final: 45% ferrita properlítica, 35% perlita, 17% bainita y 3% martensita (eventualmente una ligera cantidad de austenita residual)
- dureza alcanzada: 226 DV (Vickers)

Ejemplo N° 4: curva de enfriamiento N° 9

- relación de estructuras formadas durante el enfriamiento:
- entre 750 y 700°C: desde una temperatura ligeramente superior a A₁, empieza la formación de ferrita properlítica, alcanzando 50% a 710°C y 55% a 700°C, cuando empieza a formarse la perlita.
- entre 700 y 600°C: formación de perlita, cantidad alcanzada a 600°C: 45%, de modo que se transformó ya la austenita en 100% y no ocurre ninguna transformación cuando sigue bajando la temperatura
- Estructura final: 55% ferrita properlítica y 45% perlita
- dureza alcanzada: 187 DV (Vickers)

3.5 La aplicación de los diagramas TTT y CCT

Curvas de transformación isotérmica o diagrama TTT

Se discutió en párrafos anteriores que la curva TTT de un acero permite tener una idea de la estabilidad de la austenita y de su cinética de descomposición en cada una de las zonas de descomposición. Además con excepción de los problemas ligados con la puesta a temperatura de la pieza (calentamiento o enfriamiento), los resultados obtenidos sobre muestras pequeñas de laboratorio son aproximadamente transferibles a los tratamientos isotérmicos de piezas grandes.

Como se conoce muy bien la influencia de la micro-estructura sobre las propiedades mecánicas en frío y en caliente, las curvas TTT podría servir de guía al usuario para los tratamientos térmicos.

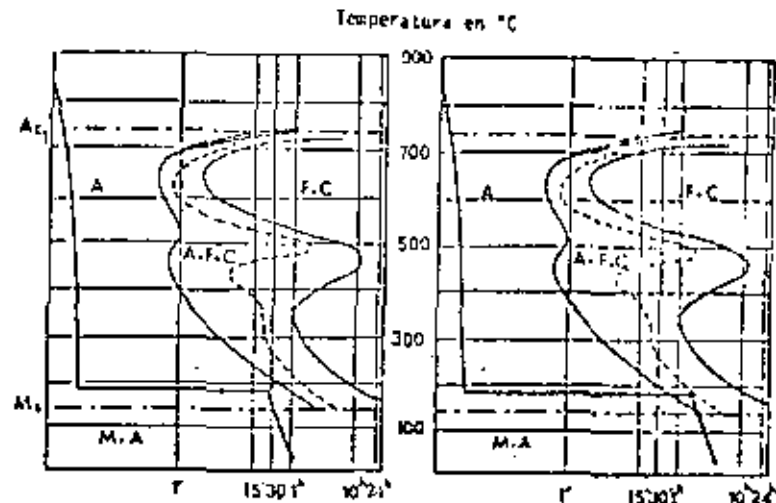
Desafortunadamente, los tratamientos térmicos industriales más clásicos consisten principalmente, por razones técnicas y económicas, de tratamientos con transformación en enfriamiento continuo. Conociendo la ley de enfriamiento del tratamiento, la curva TTT del acero considerado no puede entonces proporcionar más que indicaciones aproximadas, en la medida en la cual la curva de transformación con enfriamiento continuo se desplaza hacia la derecha y hacia abajo en relación con el diagrama CCT.

A pesar de estas restricciones, las aplicaciones industriales inmediatas de las curvas TTT a los tratamientos de tipo isotérmico pueden ser interesantes. Recordemos que los tratamientos térmicos industriales basados principalmente en un período isotérmico son esencialmente el templeado interrumpido o martempering, el templeado isotérmico bainítico o austempering y el recocido isotérmico (inglés: isothermal annealing) de los cuales se representan los ciclos térmicos respectivos en la Fig. 3.39 en forma esquemática.

En lo que se refiere a los tratamientos de templeado interrumpido, la presencia eventual en el diagrama TTT del acero considerado de una zona de estabilidad suficientemente larga de la austenita para temperaturas superiores a M_s , se garantiza la posibilidad de efectuar dicho tratamiento.

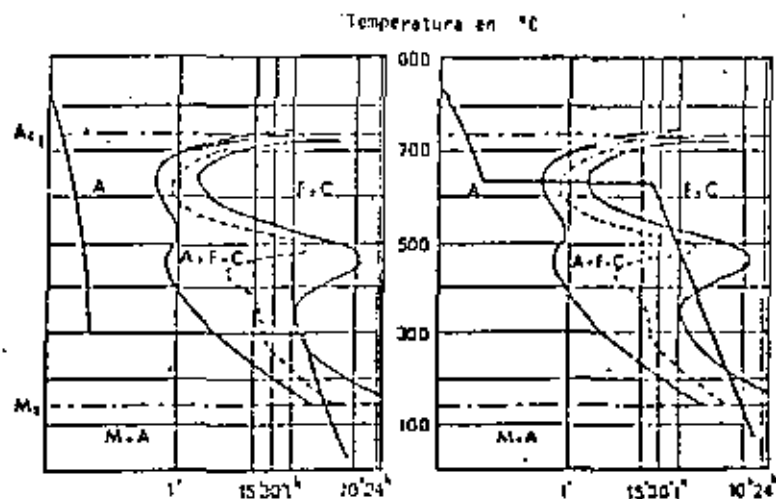
El templeado isotérmico bainítico supone que la curva TTT presenta una zona bainítica bastante pronunciada. En general, será suficiente tener una temperatura de permanencia isotérmica suficientemente baja determinada en el diagrama TTT para asegurar una transformación elevada de austenita a bainita.

Un caso particular interesante es el templeado interrumpido de piezas cementadas o carbonitruradas. Por la consideración de las posiciones respectivas de las curvas TTT relativas, una para el corazón de la pieza, la otra para la capa superficial, es posible obtener



a. martempering o temple interrumpido

b. temple interrumpido mixto



c. austempering o temple isotérmico bainítico

d. recocido isotérmico

Figura 3.39: Representación esquemática de diferentes ciclos aproximadamente isotérmicos, en los cuales se observa la utilización de las curvas TTT o de transformación isotérmica

una transformación total (principalmente a bainita) del corazón de la pieza y transformación de la capa cementada durante la permanencia a temperatura ya que esta última se transforma únicamente durante el enfriamiento posterior. Por medio de este procedimiento se obtienen características elevadas y esfuerzos residuales favorables, los cuales evitan deformaciones y grietas.

Por otra parte, la utilización del recocido isotérmico para aumentar la maquinabilidad supone que la curva TTT del acero presenta una nariz perlítica bastante pronunciada hacia la izquierda; interesante para los aceros de baja aleación, este procedimiento no lo es, por ejemplo, en el caso de los aceros alto templeables.

El desarrollo de aceros soldables con características mecánicas elevadas también puede ser guiada por el aspecto de las curvas TTT; un dominio perlítico fuertemente desplazado hacia la derecha y un dominio bainítico fuertemente desplazado hacia la izquierda. Desde luego la curva TTT es esencial para el estudio de las condiciones de precipitación isotérmica de los carburos, carbonitruros, etc.

Finalmente una aplicación interesante del trazado de los diagramas TTT reside en el establecimiento de condiciones de elaboración de tratamientos termomecánicos (tratamientos termomecánicos a alta temperatura, formados por la austenita o austempering, formado en la perlita o perliteforming, etc.) aunque estos tratamientos son bastante distintos de los tratamientos isotérmicos.

En conclusión se puede decir que si las curvas TTT proporcionan una representación de la estabilidad de un acero en estado austenítico en las diferentes zonas de temperatura y permiten así un análisis detallado de las estructuras de descomposición de este estado austenítico las curvas, sin embargo, no son válidas, en sentido exacto, más que en las condiciones en las cuales fueron establecidas. Entonces, el conocimiento de las curvas de transformación con enfriamiento continuo es mucho más interesante para todos los tratamientos industriales que no se efectúan en condiciones isotérmicas.

3.5.7 Utilización práctica de los diagramas CCT

3.5.2.1 Aproximación de la templeabilidad de un acero.

Es difícil caracterizar por un solo parámetro las condiciones de enfriamiento de una grieta grande. El enfriamiento en el corazón tiene un retraso con respecto a aquel de la superficie; los diferentes puntos de la pieza no siguen la misma ley de enfriamiento y aun pueden tener una temperatura inicial diferente (cuando no se logró homogeneidad térmica antes del enfriamiento). Para piezas grandes, es entonces necesario, en la práctica, considerar por lo menos leyes de enfriamiento extremo correspondiendo al corazón y a la superficie de la pieza.

Aun en un punto determinado, no es fácil caracterizar una ley de enfriamiento. Es posible hacer intervenir una rapidez de enfriamiento promedio durante un intervalo de temperatura determinado, suficientemente largo, de una parte, para reducir la fracción de anomalías durante el recalentamiento propio que acompaña la transformación isotérmica y por otra parte, para considerar aproximadamente los mecanismos de difusión entre A_1 y A_2 . Para conservar su generalidad, este intervalo de temperatura tiene que considerar las temperaturas de austenitización más bajas y solo empezar cuando se hace posible definir una temperatura promedio de la pieza. Los dos criterios más frecuentemente utilizados son la duración del enfriamiento entre 800 y 500°C o bien entre 700 y 300°C (parámetro Δt_{300}^{700} utilizado en lo que sigue).

En algunos casos, en los cuales el valor en el corazón de tal parámetro t es suficiente para las aplicaciones de caracterizar el enfriamiento de una pieza determinada, se verificó que dicho parámetro podría ser relacionado a la relación volumen entre superficie de la pieza por medio de una ley de tipo:

$$\lg \Delta t = a + b \lg \frac{V}{S}$$

en donde a y b son constantes.

En general, se prefiere aproximar las leyes de enfriamiento de algunos puntos característicos de las piezas estudiadas por medio de

unas muestras suficientemente pequeñas (temperatura homogénea) las cuales sirvieron para establecer el diagrama con enfriamiento continuo.

Una vez aclarada la noción de velocidad de enfriamiento, es posible caracterizar la templeabilidad de un acero por medio de un determinado número de velocidades críticas correspondiendo a los límites de aparición de determinadas estructuras:

- Velocidad de enfriamiento más baja permitiendo obtener únicamente martensita (generalmente, velocidad crítica de templeado).
- Velocidad de enfriamiento más baja por la cual no existe formación de ferrita (valor inferior o igual al anterior).
- Velocidad de enfriamiento más elevada por la cual ocurre una transformación total de austenita en ferrita o perlita.

Para comparar la estabilidad de la austenita y apreciar la rapidez de transformación en las diferentes zonas de temperatura, puede también ser interesante seguir en el diagrama CCT la curva de puntos correspondiendo a 50% de austenita transformada.

3.5.2.2 Aplicación a los tratamientos térmicos.

En la práctica el problema se puede poner de 2 maneras diferentes.

- Selección de un tipo de acero permitiendo la obtención de una pieza con dimensiones determinadas, enfriada de manera determinada, con características mecánicas determinadas.
- Una pieza siendo fabricada con un tipo de acero determinado, estimar el tratamiento térmico necesario para obtener algunas características especiales.

La curva CCT permite contestar estas preguntas a condición de conocer con suficiente exactitud la curva de enfriamiento de la

pieza (con eventualmente, para una pieza grande, las leyes de calentamiento de algunos puntos característicos), durante cada uno de los tratamientos considerados y que esta curva se encuentre cercana a aquella de las muestras dilatómétricas que sirvieron para establecer el diagrama.

Para resolver el primer problema puesto anteriormente, es suficiente superponer la curva de enfriamiento de la pieza sobre los diagramas CCT de diferentes tipos de acero hasta obtener en la parte inferior de esta curva la dureza deseada, o, eventualmente la estructura deseada.

Para el 2º problema, es suficiente determinar en el diagrama de transformación del tipo de acero considerado la curva de enfriamiento que permite obtener la estructura y las características deseadas: el tratamiento térmico elegido deberá someter el metal a una ley de enfriamiento cercana.

Más a menudo, se ponen sobre el diagrama CCT del tipo de acero en cuestión las curvas de enfriamiento que corresponden a las diferentes posibilidades de tratamiento térmico para seguir los efectos sobre la dureza que se lee debajo de cada una de estas curvas.

Desde luego, en ambos casos, hay que tomar en cuenta la evolución de las propiedades de la estructura considerada durante el revenido que se lleva generalmente a cabo después del primer tratamiento térmico de temple. Esta evolución se puede estimar con la ayuda de gráficas disponibles en la literatura.

De todos modos, no hay que esperar más que resultados aproximados, ya que en primer lugar, el diagrama CCT de determinado acero solo representa aproximadamente su comportamiento (debido por ejemplo a ligeras variaciones en la composición química) sobre todo si la pieza fabricada es colada, grande y complicada, y, segundo, la ley de enfriamiento de las piezas estudiadas muchas veces no se conoce con mucha exactitud y puede ser notablemente diferente de aquella de las muestras dilatómétricas.

Por ejemplo, el fuerte recalentamiento observado durante la aparición de la perlita fina en las muestras pequeñas puede provocar perturbaciones en piezas grandes por la evolución calorífica en zonas cercanas de metal que no experimentan el mismo enfriamiento.

Es interesante comparar las curvas de enfriamiento de muestras metalográficas con aquellas de productos con forma sencilla tomados como referencia en la práctica, o sea barras. Esta comparación, llevada a cabo sobre un acero 35CD4 (AISI 4135), permitió por un lado, determinar la curva CCT a partir de probetas dilatométricas obtenidas desde barras de 10 mm. ϕ , y por otro lado, de determinar las curvas de enfriamiento y las durezas en el corazón de barras de ϕ 20, 40, 60, 120 mm. después de una austenitización idéntica y cada uno de los siguientes tratamientos: templado en agua, templado en aceite y enfriamiento al aire libre. Luego, estas diferentes curvas de enfriamiento se representaron sobre la curva CCT (Fig. 3.40), para templado en aceite y las durezas fueron leídas o interpoladas en la parte interior de la gráfica. La figura 3.41 representa, en función del diámetro del redondo, la comparación entre las durezas medidas directamente sobre los redondos y aquellas leídas sobre el diagrama CCT; en este caso, la exactitud es muy satisfactoria. Esta exactitud es menor para el enfriamiento al aire y relativamente burda para el templado en agua. Como previsto, en este último caso (templado en agua) las curvas de enfriamiento de los redondos difieren más claramente de aquellas de las muestras dilatométricas.

3.5.2.3 Utilización de curvas de enfriamiento trazadas sobre lámina transparente.

En el atlas de las curvas CCT y TTT elaborado por IFSID (Francia), se encuentran curvas de enfriamiento en el corazón y en la superficie de redondos con diferentes diámetros templados desde 850°C en agua, aceite o aire libre, respectivamente. Estas curvas se reproducen sobre láminas transparentes a la misma escala como los diagramas CCT del atlas.

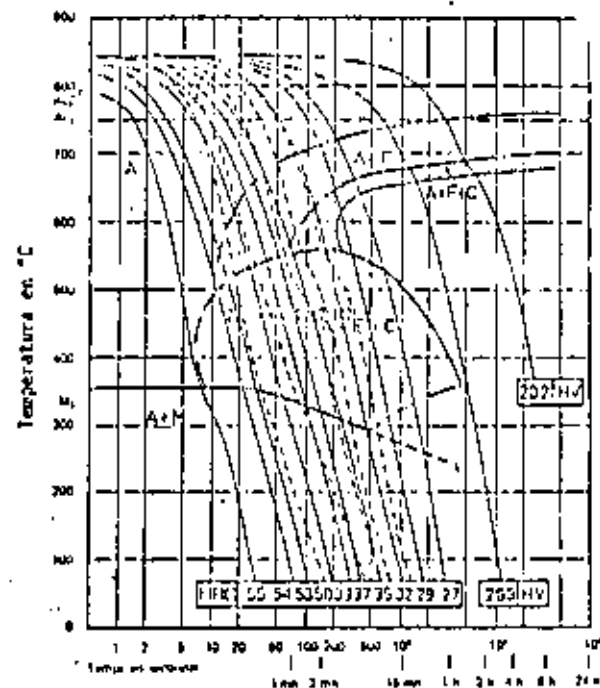


Figura 3.40: Acero 35 CD 4 (4135) con : 0.34 % C, 0.76 % Mn, 0.92 % Cr y 0.22 % Mo. Curva CCT sobre la cual se colocaron las curvas de enfriamiento en el centro de barras redondas de diámetros de 20, 40, 60, 80 y 120 mm, templadas en aceite después de austenitización a 850 °C.

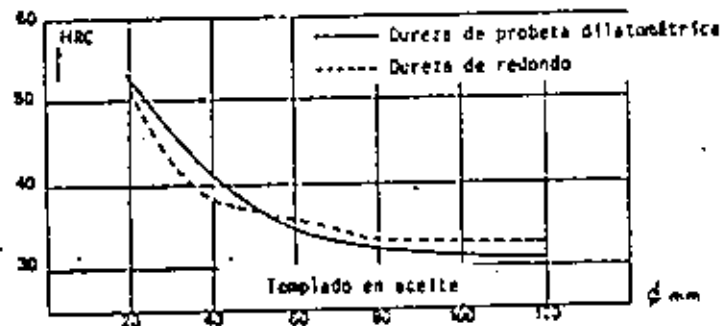


Figura 3.41: Acero 35 CD 4 : comparación entre las durezas en el centro de redondos templados en aceite y valores obtenidos para muestras dilatométricas con enfriamientos parecidos

Para evaluar la dureza final obtenida y la naturaleza de los constituyentes formados durante el enfriamiento desde 850°C de un redondo con un diámetro determinado se coloca la lámina transparente correspondiente al tratamiento sobre el diagrama CCT del acero en cuestión ; las diferentes zonas por las cuales pasa la curva procedio de enfriamiento indican cuales constituyentes se formaron durante el tratamiento y su proporción final (como se explicó en párrafos anteriores) mientras que la dureza final de la estructura resultante se obtiene fácilmente en la parte inferior del diagrama.

Si la temperatura de austenitización del acero estudiado no coincide exactamente con la de 850°C, es suficiente desplazar la lámina transparente para que coincida la temperatura de inicio de enfriamiento con la verdadera temperatura de austenitización.

Desde luego, el mismo procedimiento puede ser utilizado para un producto de forma cualquiera, a condición de conocer su ley de enfriamiento. Además, las curvas de enfriamiento en el corazón, trazadas sobre transparencias y representadas a escala reducida en las fig. 3.42, 3.43 y 3.44, permiten establecer curvas como la de la Fig. 3.45, representando la variación del parámetro Δt_{100}^{100} en función del diámetro de redondos templados desde 850°C en diferentes medios. Estos valores pueden ser interesantes para establecer comparaciones, o fijar órdenes de tamaño.

3.5.2.4 Aplicación de las curvas CCT para prever el contenido en austenita residual de piezas templadas.

Como se discutió anteriormente, algunas variedades de acero pueden contener cantidades a veces considerables de austenita residual después de haber sido templado. Esta austenita puede afectar algunas propiedades del acero considerado, como por ejemplo:

- Características mecánicas.
- Comportamiento en fatiga.
- Estabilidad dimensional.

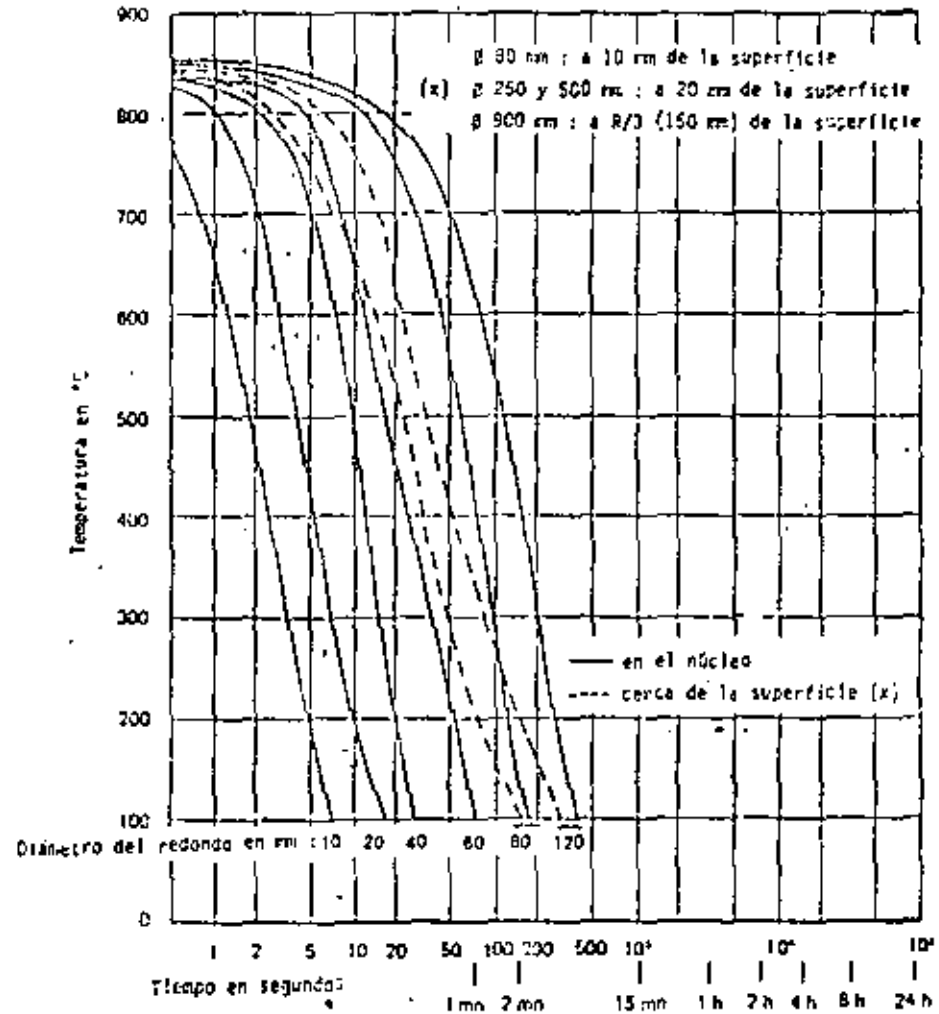


Figura 3.42: Copia de las curvas de enfriamiento para templado en agua de redondos con diámetro variable, para determinación de dureza de temple y estructura fina)

Modo de enfriamiento : ACELITE

ϕ 83 mm : a 10 mm de la superficie
 (x) ϕ 250 y 500 mm : a 20 mm de la superficie
 ϕ 900 mm : a R/3 (150 mm) de la superficie

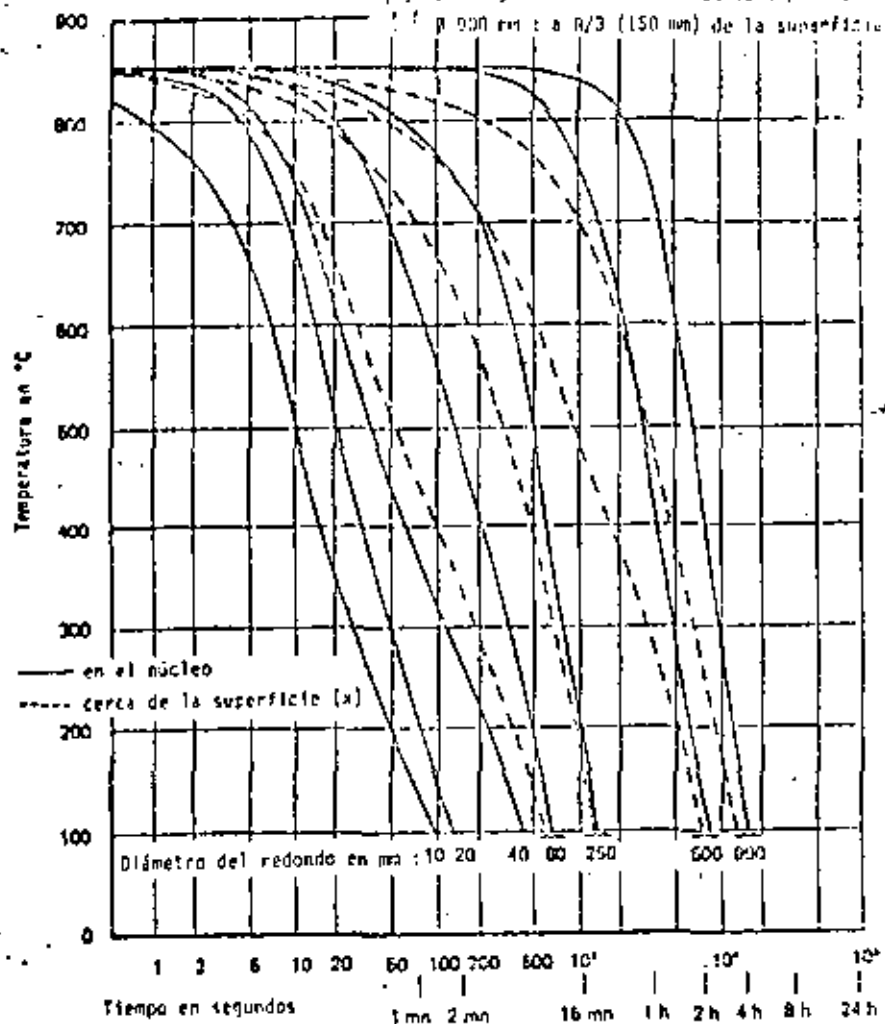


Figura 3.43: Copia de las curvas de enfriamiento para el temple en aceite de redondos con diámetro variable, para determinación de datos de temple.

Modo de enfriamiento : AIRE

ϕ 80 mm : a 10 mm de la superficie
 (x) ϕ 250 y 500 mm : a 20 mm de la superficie
 ϕ 900 mm : a R/3 (150 mm) de la superficie

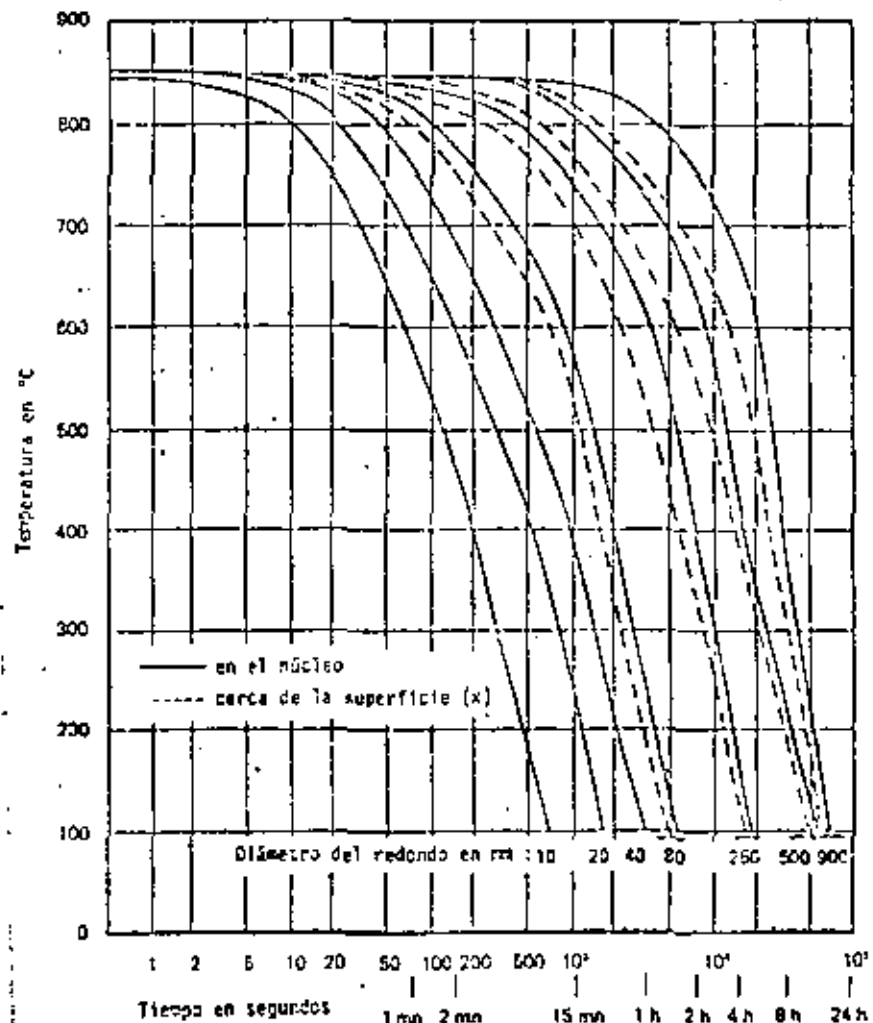


Figura 3.44: Copia de las curvas de enfriamiento para el temple en aire de redondos con diámetro variable, para determinación de datos de temple.



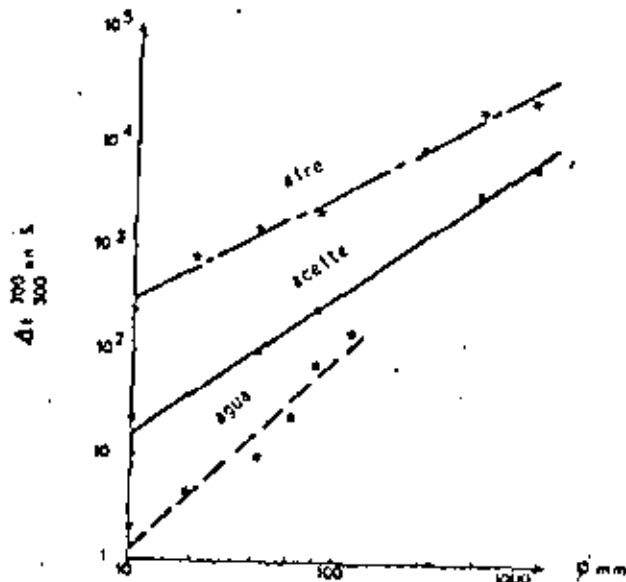


Figura 3.45: Variação del parámetro $\Delta t_{700/300}$ en función del diámetro de redondos templados en diferentes medios de temple desde 850 °C.

La posibilidad de prever la cantidad de austenita residual después de un determinado tratamiento térmico puede ayudar a los usuarios, sobre todo a aquellos que no poseen métodos de determinación, como rayos X, micrografía cuantitativa, dilatometría diferencial, etc.

La organización AISI estableció un diagrama en base a una relación empírica determinada por los investigadores Kolstinen y Mailuygk, la cual representa la cinética de la transformación martensítica de aceros al carbono, para el temple rápido de acero baja o media aleación y también válida para acero de herramientas. Para todos estos aceros, el contenido en austenita residual γ_R después de un temple rápido hasta la temperatura final T de un acero caracterizado por una temperatura M_s se acerca a:

$$\gamma_R = \exp[-0.011(M_s - T)]$$

Para estos mismos aceros, es posible prever el efecto de un enfriamiento continuo más lento hasta la temperatura ambiente en la zona martensítica, introduciendo el tiempo de enfriamiento Δt de 700°C a 300°C en la relación anterior.

Incluso es posible generalizar la relación en el caso de la formación de una fracción x de otro constituyente (como perlita, bainita, ...) antes del inicio de la transformación martensítica. Si M_s' es la temperatura del inicio de la transformación de la austenita todavía no disociada, la cantidad de austenita residual a 20°C se da aproximadamente por la siguiente relación:

$$\gamma_R = (1-x) \exp[-0.011(M_s' - 20)(1-\mu)]$$

en donde μ depende del criterio de enfriamiento $\Delta t_{700/300}$ o Δt según la relación empírica:

$$\mu = 0.41 [1 - \exp(-0.03 \Delta t^{0.4})]$$

El diagrama de la Fig. 3.46 fue establecido para templeos martensíticos hasta 20°C. Los datos necesarios para utilizar la gráfica son:

- Establecer el criterio Δt de enfriamiento de la pieza.
- En ordenada la temperatura M_f del acero considerado.

En el caso de redondos, es posible utilizar la parte inferior de la gráfica para obtener el criterio de enfriamiento Δt , directamente en la abscisa correspondiente.

Si se formó bainita u otro constituyente antes de la transformación martensítica, será necesario determinar X y M_f en el diagrama CCT correspondiente y efectuar las correcciones correspondientes como se indica en los ejemplos siguientes:

Ejemplos:

Consideremos el acero 50HRC6 (aproximadamente equivalente a un 9850) cuya curva CCT se representa en la Fig. 3.47. Examinemos los siguientes enfriamientos:

- Pura transformación martensítica.
- Formación de 12% de bainita antes de la transformación martensítica.
- Formación de 91% de bainita antes de la transformación martensítica ($M_f = 190^\circ\text{C}$)

El problema a resolver es el siguiente: ¿cuál es el porcentaje de austenita residual probable en una barra cilíndrica de 80mm. de diámetro templada en aceite desde 850°C. Frente al punto M de la gráfica de la Fig. 3.46 leemos un criterio de enfriamiento $\Delta t = 250$ seg. (enfriamiento nº 2 de la Fig. 3.47) y frente al punto P, correspondiente a la temperatura M_f del acero 50 HRC 6, una cantidad ficticia $f_a^1 = 13\%$.

Como la austenita en bainita, la cantidad de austenita residual final en la barra de 80 mm. es de aproximadamente:

$$\left(\frac{100-13}{100}\right) \times 13 = 0,87 \times 13 = 11,5\%$$

3-102

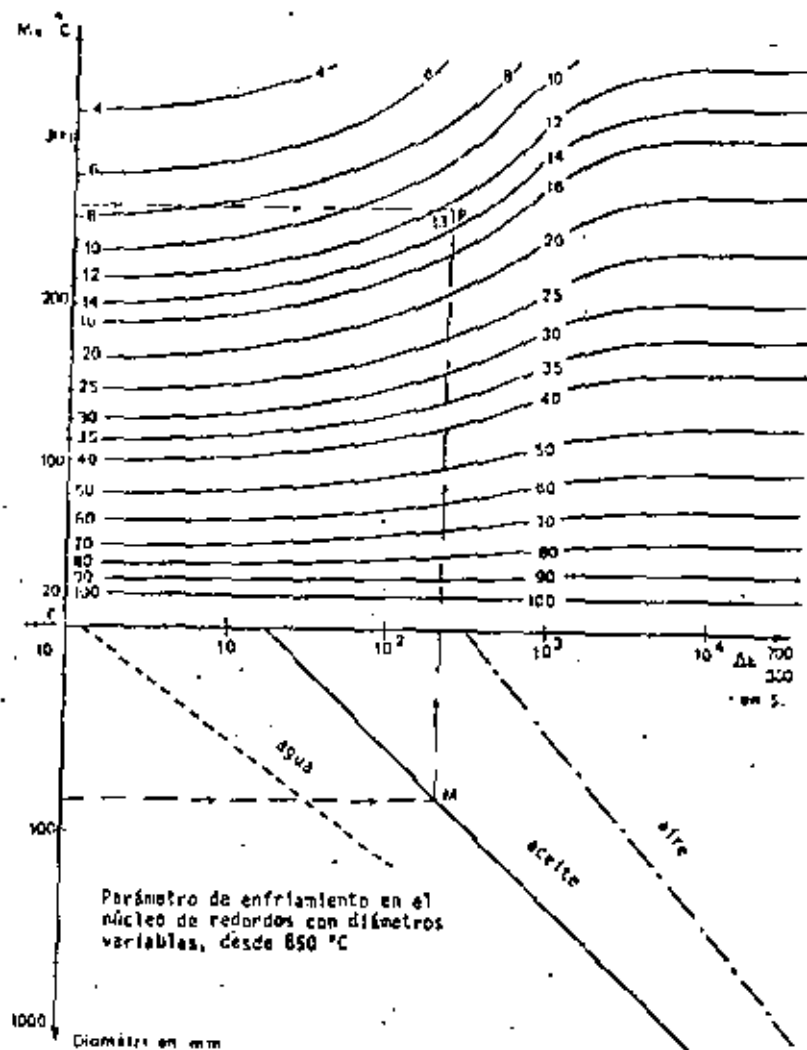


Figura 3.46: Nomograma de previsión del porcentaje de austenita residual en piezas templadas

Composición del
acero del diagrama

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	Cu%
0,40	0,57	0,26	0,012	0,011	1,62	0,90	0,24	0,13

Austenilizado a 850 °C durante 30 minutos

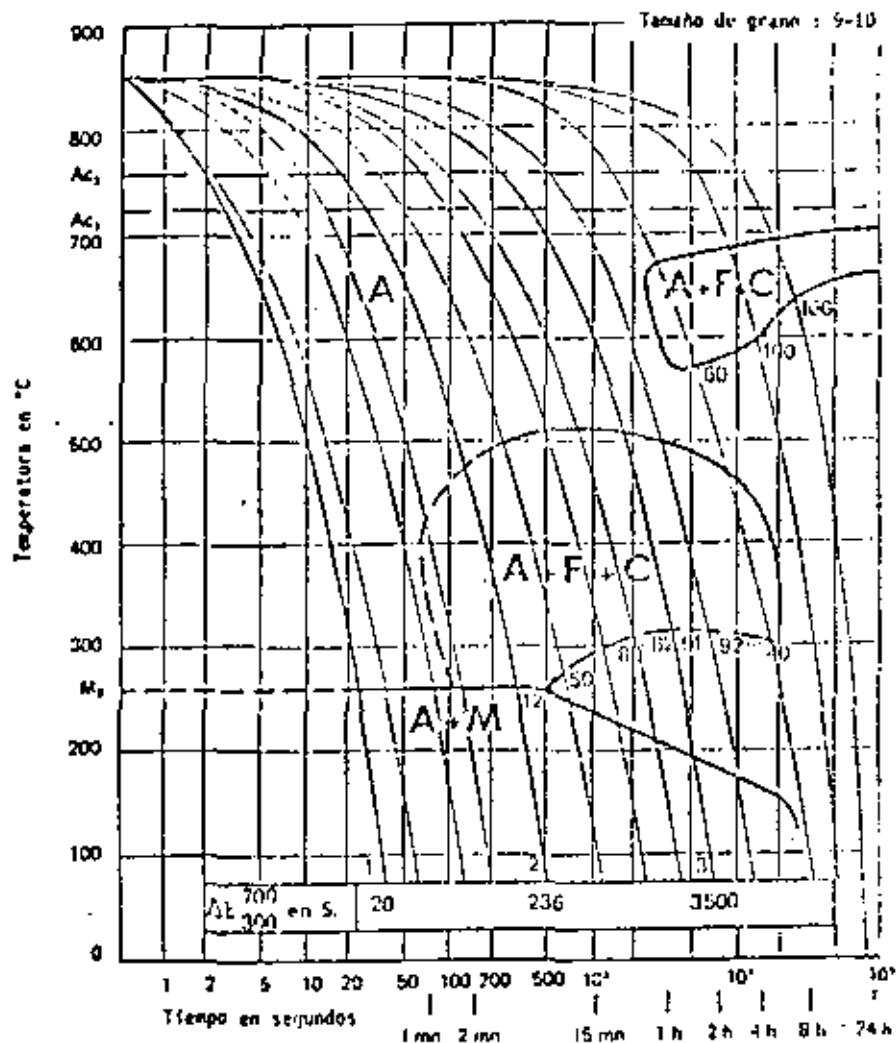


Figura 3.47: Ejemplo de diagrama cct para utilización del nomograma de la figura 3.46 (acero 50 CrNi 6)

- 3.104 -

La siguiente tabla indica las cantidades probables de austenita residual para los enfriamientos mencionados antes de un acero 50 CrNi 6 austenilizado a 850°C.

Número de referencia del enfriamiento	1	2	3
M _s o M _s ' en °C	260	260	190
Δt en segundos	20	263	3500
Fración y de austenita no transformada a M _s o M _s '	1	0.88	0.09
Y _R ' según el nomograma de la figura 91 (5)	8	13	33
Porcentaje de austenita residual a 20 °C Y _R = Y _R '	8	12	3



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

FACTORES QUE MODIFICAN EL DIAGRAMA DE TRANSFORMACIONES

Ing. José Pappaterra Caballero

JUNIO, 1982

CAPITULO IV

4. FACTORES QUE MODIFICAN EL DIAGRAMA DE TRANSFORMACIONES.

INDICE

4.1	Influencia de diferentes factores sobre la forma del diagrama TTT	4-1
4.1.1	Influencia de la composición química	4-1
4.1.2	Influencia de las condiciones de austenitización.	4-8
4.1.3	Influencia del tamaño del grano austenítico	4-10
4.1.3.1	Generalidades	4-10
4.1.3.2	Determinación del tamaño de grano austenítico	4-14
4.1.3.3	Métodos para expresar el tamaño de grano	4-20
4.1.4	Influencia de las segregaciones	4-22
4.1.5	Influencia de las inclusiones	4-23
4.1.5.1	Tipos de inclusiones	4-23
4.1.5.2	Efecto general de las inclusiones	4-25
4.1.5.3	Efecto sobre los tratamientos térmicos.	4-28
4.1.5.4	Clasificación de las inclusiones según normas ASTM	4-29
4.2	Influencia de diferentes factores sobre la forma de las curvas CCT	4-31
4.2.1	Influencia de la composición química	4-31
4.2.2	Influencia de las condiciones de austenitización y del tamaño del grano austenítico	4-38
4.2.3	Influencia de las segregaciones	4-38
4.2.4	Influencia diversas	4-39
4.3	Influencia de los elementos de aleación en el hierro	4-41
4.3.1	Elementos que aumentan la estabilidad de la austenita	4-42
4.3.2	Elementos que reducen la zona gamma	4-44
4.3.3	Elementos que provocan endurecimiento por precipitación.	4-46
4.4	Influencia de los elementos de aleación en acero (aleación hierro-carbono)	4-47
4.4.1	Elementos formando carburos	4-47
4.4.2	Influencia de los elementos de aleación en el acero suavizado (recocido de suavización)	4-50
4.4.2.1	Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades de la ferrita	4-52
4.4.2.2	Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del carburo	4-54
4.4.2.3	Propiedades del acero aleado en estado suavizado	4-55
4.4.3	Influencia de los elementos de aleación sobre la austenitización	4-56
4.4.3.1	Composición de la fase austenítica	4-57
4.4.3.2	Homogeneidad de la austenita	4-60
4.4.3.3	Crecimiento y tamaño del grano austenítico	4-61
4.4.4	Influencia de los elementos de aleación sobre la templeabilidad	4-62
4.4.4.1	Concepto de templeabilidad	4-62
4.4.4.2	Factores de influencia sobre la templeabilidad	4-64
4.4.4.3	Influencia específica de cada elemento	4-65
4.4.5	Influencia de los elementos de aleación sobre el revenido del acero	4-67
4.4.5.1	Relación entre los elementos de aleación en el endurecimiento secundario	4-70
4.4.5.2	Mecanismo del endurecimiento secundario	4-74
4.5	Transformaciones y propiedades mecánicas de la ferrita	4-76
4.5.1	La influencia del carbono disuelto	4-76
4.5.2	Aglomeraciones y fenómenos de precipitación	4-77

4. INFLUENCIA DE LOS DISTINTOS FACTORES SOBRE LAS TRANSFORMACIONES.

4.1 La influencia de los elementos de aleación.

4.1.1 La influencia de diferentes factores sobre la forma del diagrama TTT.

4.1.1.1 Influencia de la composición química.

A reserva de estudiar con mayores detalles en párrafos posteriores la influencia de la composición química, discutiremos aquí algunos factores de primera importancia.

Uno de los papeles más esenciales que juegan los elementos de aleación es el de aumentar la templeabilidad de los aceros, ya que todos, con excepción del cobalto, desplazan la curva TTT hacia la derecha. En general, su acción es tanto más pronunciada como el contenido de elementos en solución sólida austenítica es más elevado y depende entre otros del contenido en carbono.

Para el carbono, un aumento del contenido en carbono superior al valor eutectoide tiene en general el efecto inverso debido a la precipitación de carburos "secundarios" o "properlíticos" antes de la propia transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Además, los carburos primarios, no disueltos durante la austenitización reducen el efecto del contenido total del carbono.

Por su lado, el boro, sobre todo en presencia de molibdeno, desplaza claramente hacia la derecha la zona superior de los aceros de baja aleación con un contenido en boro de solo unas decenas de p.p.m. La profundidad de temple puede aumentar considerablemente.

También el fósforo puede aportar una contribución importante a la templeabilidad (ver concepto más adelante) del acero, a pesar de su baja cantidad en el material.

Finalmente el azufre, ligado por el manganeso en forma de Sulfuro de Manganeso (MnS) en los aceros con alto contenido de azufre,

4.5.2.1 Influencia sobre el límite elástico
4.5.2.2 Envejecimiento después de templado
4.5.2.3 Envejecimiento por deformación en frío

4-77
4-78
4-79

reduce la cantidad de Mn en solución sólida y así la templeabilidad del acero.

Los elementos de aleación que no tienden a formar carburos especiales y se disuelven principalmente en la ferrita (Si, Cu, Ni, Mn, ...) desplazan la curva TTT hacia la derecha sin modificar su forma de modo apreciable (aumento del tiempo de incubación y reducción de la velocidad de reacción bastante parecido en las zonas perlíticas y bainíticas).

Los elementos gástrigenos, tales como el Ni y Mn, reducen las temperaturas A_1 y A_c , mientras que el silicio, alógeno, tiene el efecto inverso. El cobalto, aunque también gástrigeno y sin tendencia a formar carburos, es una excepción ya que desplaza la curva TTT hacia la izquierda.

Los elementos carburígenos son susceptibles según su afinidad para el carbono, la concentración de carbono en el acero y su propia concentración, de formar:

- o bien, cementita aleada, constituida de carburo Fe_3C en el cual una parte del hierro es reemplazada por el elemento de adición, conservándose la estructura ortorrómbica de la cementita.

- o bien, carburos especiales.

El manganeso, solamente algo más carburígeno que el hierro, forma casi exclusivamente cementita aleada.

Los principales elementos carburígenos, pueden ser clasificados, en primera aproximación, según la estabilidad de sus carburos: Cr, W, Mo, V, Zr, Ta, Nb (Cr menos y Nb más estable) y la tendencia a formar carburos especiales en los aceros se aumenta del cromo al níobio, aunque algunos autores prefieren dar el orden siguiente: Cr, Mo, W, Ta, V, Nb, Zr, Ti.

Estos elementos alógenos en general aumentan las temperaturas A_1 y A_c , desplazan la curva TTT hacia la derecha y hacen aparecer dos narices de la perlita y de la bainita, separadas por una zona de estabilidad de la austenita.

El cromo, hasta un valor de 1% aproximadamente, desplaza la curva TTT hacia la derecha tan activamente como el manganeso. Para mayores contenidos y para aceros de bajo carbono, el cromo desplaza principalmente el dominio bainítico hacia la derecha y hacia bajas temperaturas. Para los aceros de 1% Cr y 0,17-0,30% C, por ejemplo, el dominio bainítico ya no puede ser observado después de una permanencia isotérmica de 28 horas, de modo que la curva TTT se reduce entonces en el diagrama usual a sólo la zona perlítica.

El molibdeno, por otro lado, tiene como principal efecto el de desplazar fuertemente hacia la derecha el dominio ferrítico-perlítico, afectando poco la posición del dominio bainítico. Para un contenido del orden de 1%, su contribución a la templeabilidad es más fuerte que aquella del cromo o del tungsteno. En los aceros de bajo carbono (sobre todo con menas de 0,1% C) la acción del molibdeno (para contenidos tan bajos como 0,3 - 0,5%) sobre el retraso en la aparición de ferrita poligonal es particularmente exaltada en presencia del boro (30-50 ppm.).

En la zona ferrítica-perlítica, la adición de un elemento carburígeno (Mo, V, por ejemplo), no solo modifica la cinética de descomposición isotérmica de la austenita, sino que también puede llevar a la formación, no de cementita, sino de un carburo aleado más estable (M_2C , Mo_2C ó V_4C_3 , ...). Las morfologías de precipitación encontradas en microscopía electrónica se clasifican en dos categorías principales

- Estructura de tipo fibroso (laminillas alternadas de ferrita y de carburo aleado), probablemente formada de la misma manera como la perlita de los aceros al carbono pero mucho más fina que esta última (velocidad de difusión muy baja de átomos en sustitución en la austenita) y en zonas que pueden ser extremadamente pequeñas y dispersas.

- Estructura en zonas paralelas de carburos muy finos (unas de unas de A, por ejemplo), apareciendo en forma de hileras por un corte transversal, a menudo con mayor espacio según aumenta la temperatura de transformación y solamente visible en el microscopio electrónico en láminas delgadas con determinada orientación.

Finalmente, puede ser de gran interés conocer la influencia de los diversos elementos de aleación corriente sobre la temperatura eutectoide (temperatura mínima de formación de la austenita) y del contenido en carbono correspondiente. La Fig. 4.1 representa esta influencia en función del contenido en elemento de adición.

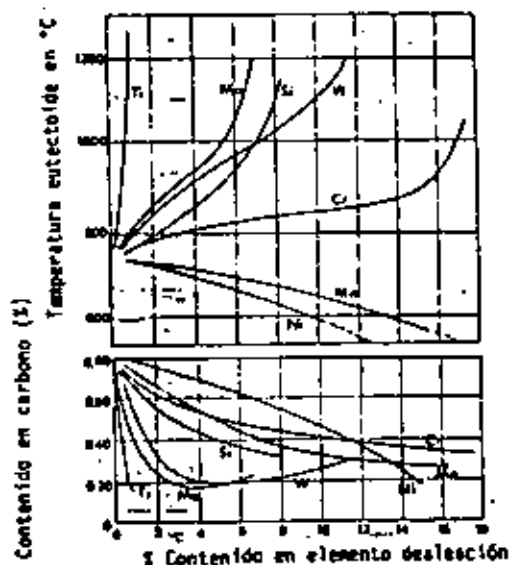


Figura 4.1: Influencia del contenido en elemento de aleación sobre la composición eutectoide del acero y la temperatura eutectoide

Además, reproducimos aquí algunas fórmulas empíricas propuestas para calcular las temperaturas Ac_1 y Ac_3 de aceros con menos de 0,6% de carbono y menos de 5% de otros elementos de aleación.

$$Ac_1 = 723 - 10,7 Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 6,38 W + 290 As.$$

$$Ac_3 = 910 - 203 C - 15,2 Ni + 44,7 Si + 104 V + 31,5 Mo + 13,1 W - 30 Mn - 11Cr - 20 Cr + (700 P + 400 Al + 120 As + 400 Ti).$$

(Los coeficientes de las últimas concentraciones son muy aproximativos)

Efectos sobre las temperaturas martensíticas.

Como ya se discutió anteriormente, la curva III de un acero está delimitado hacia abajo por las temperaturas de la zona de transformación martensítica. Sabemos ya que para un determinado acero, las temperaturas de inicio (M_s) y fin (M_f) de la transformación martensítica son en general independientes de la velocidad de enfriamiento, a menos que carburos precipitados antes de la transformación inician la reacción a una temperatura más elevada que para enfriamiento más rápido, pero sin precipitación. Del mismo modo, la temperatura de austenitización casi no tiene ninguna influencia sobre las temperaturas M_s y M_f , con excepción del efecto físico-químico ligado a la variación de la comprobación de la solución sólida austenítica: una mejor disolución de los carburos se refleja en un mayor contenido en carbono y de elementos de aleación en la austenita, lo que reduce sensiblemente la temperatura M_s .

Cuando el temple termina a $T = M_s$, una permanencia isotérmica prolongada a esta temperatura puede transformar eventualmente la austenita residual en bainita, sobre todo si M_s es suficientemente alta y si la permanencia isotérmica se efectúa poco abajo de M_s .

Cierto número de fórmulas propuestas, para el cálculo aproximado de la temperatura M_s de un acero a partir de su composición química. Desde luego, estas fórmulas sólo dan una buena aproximación para aceros de baja aleación y para condiciones normales de austenitización ($Ac_3 + 50$ a $100^\circ C$).

Fórmula de Nehrenberg:

$$M_1(^{\circ}\text{C}) = 500 - 300 \text{ C} - 33 \text{ Mn} - 17 \text{ Ni} - 22 \text{ Cr} - 11 \text{ Si} - 11 \text{ Mo}$$

Fórmula de Steven y Haynes:

$$M_2(^{\circ}\text{C}) = 561 - 474 \text{ C} - 33 \text{ Mn} - 17 \text{ Ni} - 17 \text{ Cr} - 21 \text{ Mo}$$

Fórmula de Andrews:

$$M_3(^{\circ}\text{C}) = 539 - 423 \text{ C} - 30,4 \text{ Mn} - 17,7 \text{ Ni} - 12,1 \text{ Cr} - 11 \text{ Si} - 7,5 \text{ Mo}$$

La última fórmula, más reciente, se aplica bien a los aceros con contenido de menos de 0,6% de carbono y de menos de 5% de cada elemento de aleación.

Como se puede observar, los elementos de aleación modifican mucho la forma del diagrama TTT. Se explica su influencia de diferentes modos: aumento de la estabilidad de la fase austenítica, resultando de esto un desplazamiento de la curva inicial hacia la derecha; reducción de la velocidad de difusión; formación de carburos complejos con influencia sobre la nucleación. Por lo tanto el papel de los elementos de aleación es muy complejo y sobre todo la combinación de varios elementos provoca efectos que no se pueden deducir a priori de la influencia de cada elemento por separado. Además, hay que insistir en el papel excepcional del carbono como elemento de aleación, ya que ningún otro elemento es capaz de aumentar tanto la estabilidad de la fase austenítica como el carbono.

La tabla siguiente representa esquemáticamente la influencia de los principales elementos de aleación sobre el diagrama TTT.

Como ilustración del cambio importante de un diagrama TTT debido a la influencia de los elementos de aleación, se representan las Fig. 4.2 y 4.3 con diagramas TTT de un acero Ni-Cr-Mo y de una fundición aleada.

Elemento de aleación	Matriz perlítica			Matriz bainítica			Observaciones
	Inicio de la transformación	Velocidad de transformación	Temperatura	Inicio de la transformación	Velocidad de transformación	Temperatura	
C < 0,8 %	→	↘		→	↘		
C > 0,8 %	→	↘		→	↘		
Ni, Mn	→	↘		→	↘		Más débil que Ni y Mn
Cu, Si	→	↘		→	↘		
Co	→	↘		→	↘		Único elemento con esta tendencia
Cr	→	↘		→	↘		Provocan la separación entre zona perlítica y bainítica
Mo	→	↘		→	↘		
V	→	↘		→	↘		
B	→	↘		→	↘		Contenido normal ≈ 0,003%
Grano grueso	→	↘		→	↘		Nucleación más lenta

La comparación de las Figs. 3.33 y 4.2 es especialmente significativa: desplazamiento por Mo y Ni de la rodilla de la curva perlítica hacia la derecha debido al aumento de la estabilidad de la austenita y separación total de las zonas perlítica y bainítica por el Mo. Aparece un intervalo de temperatura en el cual la austenita puede ser conservada bastante tiempo después del templeado sin transformación.

Una zona anéloga también aparece en el diagrama TTT de la fundición aleada de la Fig. 3.50, también con la influencia del Mo. Sin embargo, en este caso la rodilla perlítica está muy desplazada hacia la izquierda por el alto contenido de carbono. Este diagrama presenta un aspecto típico en la zona bainítica debido principalmente al alto contenido en carbono. La línea del fin de la transformación no significa en este caso que la transformación esté completa: sobre todo en la zona bainítica alta, la estabilidad de la austenita es grande cuando la temperatura es elevada, de modo que la transformación se pare aun cuando existan altas concentraciones de austenita residual.

En estos diagramas también se observa claramente que las transformaciones perlítica y bainítica son totalmente diferentes. Aun en los diagramas en los cuales las zonas son continuas, en realidad, las reacciones son separadas. Sin embargo, pueden ocurrir simultáneamente, separadas en el tiempo o aun con una etapa entre los dos tipos de transformación.

4.1.1.2 Influencia de las condiciones de austenitización.

Una elevación de la temperatura de austenitización se refleja generalmente en un desplazamiento hacia la derecha de la curva TTT más pronunciado en la zona perlítica que bainítica. Esto es particularmente claro en los aceros que contienen elementos de aleación carburo antes. En efecto, para estos aceros una elevación de la temperatura de austenitización y una austenitización prolongada favorecen la disolución de los carburos, lo que modifica particularmente la composición de la solución sólida austenítica.

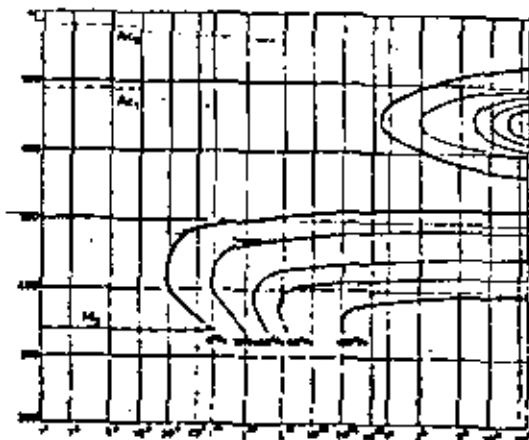


Figura 4.2: Diagrama TTT de un acero Ni-Cr-Mo con : C=0.32, Ni=2.4, Cr=0.74 y Mo=0.5 %

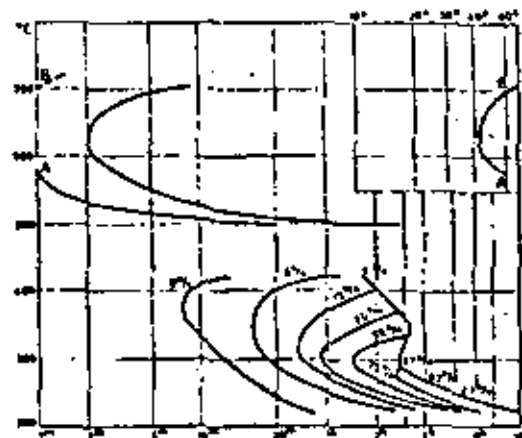


Figura 4.3: Diagrama TTT de una fundición aleada con : C=3.01, Si=1.06, Mn=0.96, Ni=0.62, Cr=0.27 y Cu=2.02 %

En general, el aumento de templabilidad por la elevación de la temperatura de austenitización se debe en parte a la influencia del tamaño del grano austenítico sobre la nucleación de la transformación γ - α . En efecto, en la medida que los núcleos de transformación se forman principalmente en los límites del grano austenítico, sobre todo en la zona superior, la probabilidad de nucleación disminuye por una reducción de la superficie relativa de estos límites de grano, de modo que la reacción se vuelve más lenta.

Para altas temperaturas de austenitización, la zona bainítica, menos desplazada hacia la derecha que la zona perlítica, avanza en temperatura hasta traslaparse con la perlítica. Estas modificaciones corresponden al carácter claramente más acicular de las estructuras obtenidas por sobrecalentamiento y explican, en otros para aceros hipoeutectoides, la aparición de ferrita de tipo Widmannstätten presentando relaciones de orientación cristalográfica con la austenita madre y creciendo en ésta según interfaces semicoherentes. Así, por ejemplo, para un acero hipereutectoide con 1,2% de carbono, una austenitización a 1200°C lleva a la formación de cementita acicular para temperaturas elevadas de permanencia isotérmica (700 - 750°C).

4.1.1.3 Influencia del tamaño del grano austenítico.

4.1.1.3.1 Generalidades.

Es una observación corriente que aceros de composición química semejante responden de manera muy diferente al tratamiento térmico y que las propiedades obtenidas por el mismo tratamiento térmico pueden también ser diferentes. Estas diferencias en comportamiento no se pueden atribuir satisfactoriamente a las pequeñas diferencias en la composición nominal, pero en general se las puede relacionar en cierta medida con el tamaño de grano austenítico que se produce en esos aceros a las temperaturas empleadas en el tratamiento térmico, en menor proporción, al tamaño de grano ferrítico a la temperatura ambiente.

Los granos de la austenita formada inicialmente durante la austenitización son pequeños con relación a los de ferrita o a las

colonias de perlita existentes antes del tratamiento. Este tamaño inicial depende de varios factores, encontrándose entre los más importantes la composición química del acero, la forma en que se realizó la desoxidación en el proceso de fabricación y la estructura existente en el acero a la temperatura ambiente. Aunque a la temperatura de transformación los granos sean pequeños, al elevar la temperatura dentro del intervalo de estabilidad de la austenita se produce usualmente un crecimiento de ella que, en general, es tanto más rápido, cuanto más elevada es la temperatura, siendo también mayor el tamaño de grano final. Para un acero determinado se tiene cada temperatura, dentro del intervalo austenítico, un tamaño de grano característico. El crecimiento también se produce si se mantiene el acero mucho tiempo a una temperatura fija, pero esta variación con el tiempo transcurre a velocidad decreciente, por ello, desde el punto de vista práctico, se puede considerar que el crecimiento cesa después que se alcanza un determinado tamaño. El tamaño de grano austenítico alcanzado a una cierta temperatura máxima (supuesto que ha habido tiempo suficiente) puede permanecer prácticamente constante, y como es bien sabido, no se altera al enfriar a una velocidad cualquiera. Las propiedades mecánicas del acero, logradas por el tratamiento térmico posterior, reflejan en cierto grado el tamaño del grano austenítico alcanzado, aunque ese tratamiento sea un temple, un normalizado o un enfriamiento en el horno

Todos los aceros presentan la tendencia al crecimiento de grano en la región austenítica, pero esa tendencia no es la misma para todos. Con la denominación de aceros de grano fino y aceros de grano basto se diferencian dos grandes grupos de aceros de comportamiento diferente. Un acero de grano fino resiste al crecimiento sobre un intervalo amplio de temperaturas dentro de la zona austenítica, mientras un acero de grano basto muestra un crecimiento progresivo y continuo a partir de temperaturas próximas a la de transformación.

Aunque los aceros de grano fino resisten el engrosamiento en una zona de temperaturas que es la de los tratamientos térmicos normales, cuando la temperatura se eleva llega un momento en que frecuentemente, presentan una tendencia pronunciada al crecimiento de sus granos.

La temperatura a que tal ocurre suele denominarse Temperatura de engrosamiento del grano; tal temperatura sólo existe netamente en los aceros de grano fino, pero no es estrictamente característica de cada acero, si no que puede variar entre ciertos límites, dependiendo principalmente del tratamiento térmico anterior. Cuando un acero de grano fino se sobrepasa la temperatura de engrosamiento, los granos suelen crecer más rápidamente y alcanzar mayores tamaños que en un acero de grano basto a la misma temperatura. A la temperatura de engrosamiento es también importante el tiempo de permanencia con relación a la uniformidad del tamaño final de los granos de austenita. En los aceros de grano basto la tendencia al crecimiento progresa de una manera más continua y no se puede definir en ellos una temperatura de engrosamiento. (ver Fig. 4.4).

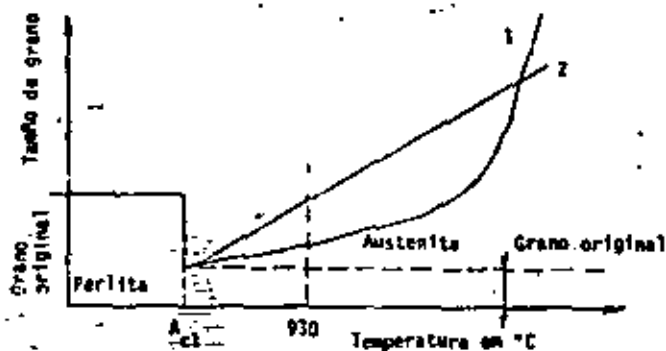


Figura 4.4: Representación esquemática del crecimiento del grano austenítico en el acero de grano hereditariamente fino (1) y en el acero de grano hereditariamente basto (2)

Es evidente que el tamaño de grano austenítico de un determinado acero no es una característica inherente a él, sino una función de la temperatura a que se calienta y del tiempo que se mantiene a esta temperatura. Los datos referentes a tal tamaño de grano deben, por lo tanto, completarse siempre con la temperatura y tiempo a que se refieren. Sin embargo, se admite usualmente que si estos dos últimos datos no se dan explícitamente, el tamaño de grano se refiere a las condiciones normales en el tratamiento térmico del acero en cuestión.

La importancia que el tamaño del grano de la austenita tiene sobre algunas de las propiedades del acero tratado, pueden resumirse en la siguiente tabla:

Propiedad	Austenita en Grano	
	Fino	Basto
1. Al calentar ligeramente sobre la temperatura crítica	Se mantiene el grano fino.	Tiende a engrosar.
2. Templabilidad	Menor.	Mayor.
3. Austenita retenida	Menos	Más.
4. Distorsión en el temple	Menos	Más.
5. Tendencia a agrietarse en el temple	Menor	Más.
6. Tensiones internas después del temple	Más bajas.	Más altas.
7. Tendencias a humillar blandas después del temple	Mayor.	Menor.
8. Comportamiento en la cementación	Capa menos profunda.	Capa más profunda.
9. Maquinabilidad después de normalizado	Inferior.	Mejor
10. Fragilización por la deformación en frío	Menor.	Mayor.
11. Tenacidad	Mayor.	Menor.

Queda, pues, claro que la determinación del tamaño de grano austenítico, por los métodos que se describirán seguidamente, pueden servir para prever muchos aspectos relativos al comportamiento de un acero en el tratamiento térmico y cuando se encuentra en servicio sometido a distintos tipos de esfuerzos.

4.1.1.3.3 Determinación del Tamaño de Grano Austenítico.

Puesto que la austenita existe normalmente solo sobre los puntos críticos, el problema es encontrar un tratamiento mediante el cual se puedan hacer observables sus granos a la temperatura ambiente. El tratamiento puede acarrear cambios en la composición química, como ocurre con los métodos de oxidación y cementación o no alterar la composición química. En la mayoría de los casos son preferibles los últimos métodos. Los granos austeníticos pueden hacerse observables a la temperatura ambiente por uno de los siguientes procedimientos que no entrañan cambios de composición:

1º. Por la segregación de ferrita o carburo en los bordes de los granos en los aceros, respectivamente hipoeutectoides o hipereutectoides.

2º. Por la formación de un producto de descomposición en los bordes del grano, en el caso de los aceros próximos a la composición eutectoide.

3º. Por un ataque especial que establece diferencias de contraste, entre los agregados de martensita formados a partir de los granos de austenita, con los que guardan relaciones de orientación.

4º. Por métodos de ataque al calor.

Los dos primeros métodos exigen condiciones adecuadas de enfriamiento y permitan una delimitación muy visible de los bordes de los granos de la austenita inicial, gracias a la separación en ellos de los constituyentes con características de ataque muy diferentes. En los aceros hipoeutectoides o hipereutectoides, este constituyente es ferrita o carburo, respectivamente, que en los aceros ordinarios al carbono se separan en el enfriamiento lento a través del intervalo crítico; con condiciones adecuadas se obtiene una red casi completa del constituyente proeutectoide envolviendo al núcleo de los granos que se transforman a perlita más estable.

Este método no se puede emplear en los aceros cuya composición sea próxima a la eutectoide porque no se separa, como es natural, tal tipo de constituyentes. Pero en este caso la transformación a perlita comienza esencialmente en los bordes de grano y operando adecuadamente se consigue desarrollar una red de perlita fina, templando en el momento adecuado para que la austenita residual del centro de los granos se transforme directamente en martensita, que se ataca más difícilmente.

Métodos de enfriamiento.

Una vez que se ha establecido el tamaño de grano a la temperatura que interesa, las condiciones de enfriamiento necesarias para poner de manifiesto los bordes de sus granos, depende esencialmente del contenido de carbono del acero ensayado. Seguidamente discutiremos las condiciones de enfriamiento adecuadas a cada caso.

a) Aceros al Carbono Hipereutectoides.

Si los aceros contienen menos de unos 0,10 % de carbono, el tamaño de grano austenítico puede determinarse por el método de ataque por el calor, descrito más adelante, o por el que describimos a continuación. Una probeta delgada se calienta a la temperatura deseada durante un tiempo corto (para evitar la decarburación) y se templea en mercurio, agua o salmuera. La estructura metalográfica que resulta es martensita baja en carbono, probablemente, con una red de ferrita con tornando los granos de la austenita inicial. La probeta templada se reviene de 5 a 10 min. a unos 200°C, si se la desbasta y pule y se la ataca por inmersión en una solución acuosa al 5% de cloruro férrico. Este ataque pone de manifiesto los granos iniciales de austenita, porque aparece un contraste entre los agregados de martensita de diferente orientación. Este método, en realidad, no es sino un caso particular del método de ataque diferencial de la martensita, que se indicará más adelante.

En los aceros hipoeutectoides que contienen entre 0,25 y 0,55% de carbono el tamaño de grano austenítico se puede poner de manifiesto enfriando al aire una probeta apropiada desde la temperatura que interesa.

El exceso de ferrita es segregado en los bordes de grano y, mediante un ataque adecuado, es fácil observar a la temperatura ambiente la red de ferrita, por el contraste con la masa perlítica de los granos, atacada más a fondo. Este método no se puede emplear con aceros que contienen menos de 0,25% de carbono porque el exceso de ferrita es muy grande y puede separarse en masas compactas en lugar de formar la red de bordes de grano; por el contrario, los aceros con más de 0,55 % de carbono separan poco exceso de ferrita y no se obtiene una red completa.

Los aceros al carbono, que son solo ligeramente hipoeutectoídes se pueden enfriar desde la temperatura de austenitización hasta uno 730°C; se los mantiene a esta temperatura 10 ó 15 min. (probetas de 10 ó 12mm. de diámetro) y después se dejan enfriar hasta la temperatura ambiente. Mediante este tratamiento suele obtenerse una red de ferrita bien definida.

Otro método para observar el tamaño de grano austenítico en estos aceros es el temple en gradiente, mediante el que suele ser posible hacer tal observación en diferentes formas en distintos puntos de la probeta. La probeta debe tener, por lo menos, 40mm. de longitud y 6 ó 7 de espesor. Se la calienta a la temperatura de austenitización deseada y luego se la extrae rápidamente del horno y se sumerge 10 ó 12 mm. de su longitud en un baño de salmuera, dejándola enfriar en estas condiciones hasta la temperatura ambiente. En una probeta de jada enfriar de esta forma se obtiene una gran variedad de estructuras desde la martensita, obtenida en el extremo templado en salmuera hasta los agregados uniformes de ferrita y perlita obtenidos en el extremo puesto que ha enfriado mucho más lentamente. Si se corta la probeta longitudinalmente, se pula y ataca, se encuentra en la observación microscópica una zona, más o menos alejada del extremo templado, en la que aparece una red de perlita fina nodular bordeando la martensita a que se ha transformado el resto del grano. La perlita fina, que se ataca mucho más energicamente pone de manifiesto los bordes de grano de la austenita inicial. Cuando el grano es muy fino la estimación debe hacerse en la zona templada, totalmente martensítica, por el método de ataque diferencial que describiremos más adelante.

En zonas más alejadas de la templada, especialmente si el acero es suficientemente hipoeutectoide, pueden también observarse los contornos de grano austenítico por una red de ferrita envolviendo a la perlita de la masa de los granos. Si el acero es casi eutectoide y la probeta de tamaño relativamente pequeño, no se obtiene la red de ferrita ni aun en las secciones más lentamente enfriadas.

b) Aceros al Carbono Eutectoídes.

En estos aceros puede bastar con templar una probeta (12 a 25mm. de diámetro) desde la temperatura deseada en un baño de salmuera. Si el acero no tiene una templabilidad excesiva este tratamiento produce una capa externa martensítica y una zona central perlítica y entre ambas, aparece otra en que los bordes de grano aparecen delineados por una perlita fina nodular envolviendo a los núcleos de los granos transformados en martensita.

Los aceros eutectoídes con más templabilidad se pueden estudiar por el método del temple en gradiente o mediante el ataque diferencial de la martensita que se indica más adelante. En el primer caso, entre las zonas totalmente martensíticas y totalmente perlíticas se encuentra aquella en que los núcleos de perlita fina rodean los granos martensíticos.

c) Aceros al Carbono Hipereutectoídes.

En estos aceros, el mejor método es dejar enfriar al aire o en el horno una probeta adecuada, austenitizada a la temperatura en estudio. En estas condiciones se forma una red de la cementita primeramente separada, envolviendo al material del centro de los granos, transformado posteriormente a perlita y más atacable. Este método suele fallar si el contenido de cementita es inferior a 1,10% porque no se obtiene una red completa de cementita; en estos casos se puede emplear el temple en gradiente descrito para los aceros hipoeutectoídes y eutectoídes.

Otro método para estos aceros poco hipereutectoides, consiste en enfriar desde la temperatura de austenitización hasta justamente por encima de la temperatura crítica inferior (A_{r1}), mantenerlo a tal temperatura unos minutos y templar en agua. El ataque permite la observación de los bordes de grano mediante la red de cementita que rodea la martensita revenida.

Ataque diferencial de la Martensita.

En un acero templado y completamente martensítico, o templado y revenido, el tamaño de grano se puede poner de manifiesto por el contraste que aparece en los distintos agregados martensíticos procedentes de distintos granos de austenita, con los cuales guardan relaciones de orientación, cuando se atacan con un reactivo especial descubierto por Villella. (30ml. de glicerina, 20ml. HCl y 10 ml. HNO_3). Este reactivo es muy selectivo en su acción; los mejores resultados, se obtienen atacando después de revenir a 200 ó 300°C durante unos 15 minutos.

Ataque por el calor.

El ataque por el calor es un medio sencillo y rápido para determinar el tamaño del grano austenítico de cualquier tipo de acero y es particularmente útil para los que contienen menos de 0,10% de carbono. Se basa en que cuando una probeta pulida se calienta a la temperatura de austenitización desahogada en una atmósfera inerte, tal como hidrógeno purificado para hacer muy baja la presión de oxígeno, el metal de los bordes de grano se vaporiza preferencialmente, quedando esos bordes marcados en la superficie. Para evitar que la superficie se oxide y se manche después del ataque por el calor, se la temple en un medio fuera del contacto del aire.

Manteniendo suficientemente baja la presión de oxígeno en la atmósfera de hidrógeno no se altera, por oxidación, la composición química de la superficie y el tamaño de grano observado sobre ella es el característico de toda la masa de la probeta. Si, por el contrario, se eleva demasiado la presión de oxígeno, pueden oxidarse algunos elementos tales como el aluminio y se obtiene en la superficie un grano más pequeño que en la masa de la probeta. Esto puede atribuirse al re-

tardo provocado en el crecimiento de grano por los óxidos formados en la superficie y sus proximidades.

Examen de Fracturas.

El tamaño de grano austenítico puede determinarse rápidamente y efectivamente, especialmente en aceros de contenido de carbono medio y alto, por un método de comparación de fracturas. El procedimiento se basa en la existencia de una relación entre el aspecto de la fractura de un acero completamente martensítico y el tamaño de grano de la austenita que existía antes del temple.

Una probeta de tamaño adecuado y previamente entallada, se calienta a la temperatura de austenitización correspondiente, se la mantiene el tiempo adecuado y se la temple drásticamente en agua o sal muera. Después se rompe la probeta por la entalla y se compara la apariencia de la fractura con una serie de 10 fracturas pulidas correspondientes a otros tantos tamaños de grano. Cuando el acero tiene poca templabilidad hay que tener en cuenta que el núcleo puede ser perlítico y sólo se debe comparar la fractura de la zona externa completamente martensítica, porque la fractura de estructuras perlitomartensíticas no siempre indica el tamaño de grano austenítico inicial.

En los Estados Unidos las fracturas patrón empleadas son las Shepherd. El aspecto de esas fracturas lleva nombres que van del 1, que corresponde al aspecto más grosero, al 10, correspondiente a una fractura de aspecto muy fino. Las intermedias tienen también aspectos intermedios.

En general, el examen y comparación de las fracturas requiere poca práctica. Está bien comprobado que el ojo tiene mayor sensibilidad para observar pequeñas diferencias en el aspecto de las fracturas que las correspondientes pequeñas diferencias en el tamaño de grano observadas metalográficamente. Solamente se presentan dificultades cuando se presentan mezclados granos de distintos tamaños, porque el ojo no aprecia inmediatamente las facetas grandes y pequeñas que se encuentran mezcladas en la fractura, a no ser que la fractura sea, en media, suficientemente grosera.

El embargo, un observador experimentado identifica con sorprendente seguridad los tamaños de grano mezclados.

4. 1.3.3. Métodos para expresar el tamaño de grano.

En los métodos que exponemos a continuación es preciso proyectar la imagen de la estructura sobre la pantalla de un equipo metalográfico o, en su caso, obtener una fotomicrografía. Las probetas, preparadas por los métodos clásicos de la metalografía se pulen y se atacan por un reactivo adecuado para provocar el contraste necesario.

El tamaño de grano así observado se puede expresar de varias formas, siendo aceptables las que se dan a continuación, de las que las dos primeras son las más empleadas:

1a. Los números de tamaño de grano ASTM, arbitrariamente elegidos y relacionados exponencialmente con el número de granos por pulgada cuadrada en una proyección a 100 aumentos.

2a. Número medio de granos cortados por una línea de longitud definida (método de Griff- Snyder).

3a. Número medio de granos por milímetro cuadrado.

4a. Área media de los granos, en milímetros cuadrados.

El método ASTM.

Esta forma de expresar el tamaño de grano suele preferirse porque se puede hacer muy fácilmente la estimación del número representativo del tamaño de grano. Para ello se proyecta la imagen de la estructura de la probeta convenientemente tratada y preparada o se obtiene una fotomicrografía de ella, en ambos casos a 100 aumentos, y se realiza una comparación con una serie de gráficos correspondientes a los distintos tamaños de grano.

El número del gráfico más parecido al aspecto de la probeta expresa el tamaño de grano. Cuando aparecen granos de varios tamaños el resultado suele expresarse con dos números, correspondientes a dos tamaños de grano, con la indicación del tanto por ciento existente de cada uno.

Los patrones de tamaño de grano ASTM se han elegido en forma que cubran los normalmente encontrados en el acero. Los gráficos llevan número del 1 al 8. El número del gráfico, representativo de un tamaño de grano, está relacionado con el número medio de ellos visibles a 100 aumentos por pulgada cuadrada de pantalla o fotomicrografía, mediante la relación.

Número medio por pulgada cuadrada a 100 aumentos = $\frac{100}{\sqrt{N}}$
siendo precisamente N el número ASTM.

Los aceros cuyo tamaño de grano está comprendido entre el 1 y el 5 se consideran como aceros de grano basto, y los comprendidos entre el 5 al 8, como de grano fino. Cuando el tamaño es precisamente el 5, se considera el acero de grano fino si los granos que no corresponden exactamente a este tamaño son más finos y como de grano grueso si estos pocos granos son mayores.

No es raro encontrar tamaños de grano auténtico que en la observación a 100 aumentos aparecen mayores que el número 1 ó menores que el número 8. Si los granos son mayores que los del número 1, se proyectan a 50 aumentos en lugar de a 100 y si entonces son comparable al gráfico correspondiente al número 1, se designan como de número 0, y si son comparables al gráfico número 1, como tamaño 00. Cuando los granos a 100 aumentos aparecen más finos que los del gráfico número 8, se proyectan a 200 aumentos, y se designan como números 9 y 10 si en estas condiciones son comparables a los gráficos números 7 y 8, respectivamente. Los aceros tipo AINIA (Alta resistencia, baja aleación) presentan tamaños de grano de hasta 12-14 ASTM.

Ocular para medir el tamaño de grano ASTM.

Se puede realizar una determinación exacta y rápida del tamaño de grano ASTM, mediante un ocular especial, que evita la necesidad de proyectar la imagen o fotomicrografiar la estructura y compararla después con los patrones. Tal ocular tiene intercalado una placa revólver con ocho discos microscópicos de vidrio. En cada disco hay grabado un cuadrado cuyo tamaño corresponde a los tipos ASTM de 1, 2, 4, 8, 16, 32, 64, y 128 granos por pulgada cuadrada en la imagen de 100 aumentos. Los discos llevan además los números 1 a 8.

4. 1.4. Influencia de las segregaciones.

Las microsegregaciones y macrosegregaciones que resultan de la solidificación del metal y que se atenúan pero sin desaparecer completamente, durante las transformaciones térmicas posteriores, pueden tener una influencia apreciable sobre la forma del diagrama TTT.

Las microsegregaciones son responsables de la aparición de estructuras en bandas en los aceros y el fósforo juega un papel importante en la formación de estructuras. Además, los elementos de aleación también son susceptibles de segregación y es posible establecer la siguiente clasificación según la importancia de las segregaciones: As, P, Mo, Cr, Mn, Ni.

Las microsegregaciones intervienen sobre todo para el metal bruto de colada. Estas pueden aumentar considerablemente las duraciones de transformación, alargando los diagramas TTT por desplazamiento hacia la izquierda (inicio prematuro de transformación de las zonas empobrecidas en elementos de aleación) y sobre todo hacia la derecha (las zonas tardan en transformarse completamente).

Los productos forjados o laminados conservan en general trazas netas de las microsegregaciones, y solo es para valores muy altos

de conformado que disminuye la influencia de aquellas sobre la descomposición de la austenita.

Según la importancia de las microsegregaciones, dos muestras de un acero, con la misma composición global, austenitizadas en las mismas condiciones, pueden entonces tener diagramas de transformación bastante diferentes. Sobre todo, hay que tener mucho cuidado cuando se quiere utilizar curvas TTT relativas a aceros laminados para el tratamiento de aceros moldados.

Por otra parte, los elementos carburíferos difunden lentamente en la austenita y se oponen a la homogeneidad de la solución sólida.

Finalmente, en una sola pieza, sobre todo de dimensiones considerables, el metal puede presentar características de transformación bastante diferentes de un punto a otro por consecuencia de fenómenos de macrosegregación.

4. 1.5. Influencia de las inclusiones.

Determinadas partículas ajenas pueden fungir como centros de nucleación para la transformación perítica. La presencia de inclusiones puede tener una influencia sobre el tamaño del grano austenítico y modificar así la templabilidad del acero. Ciertas dispersiones finas de carburos o nitruros como AlN reducen notablemente el crecimiento de grano y puede reducir así la templabilidad. Además, en aceros contenidos vanadio o niobio, la presencia de carburos o de carbonitruros no disueltos empobrece la austenita en carbono y puede frenar el crecimiento del grano, disminuyendo así la templabilidad del acero para temperaturas de austenitización no muy elevadas.

4. 1.5.1 Tipos de inclusiones.

Desde el punto de vista de su origen, las inclusiones se clasifican en:

- a) inclusiones endógenas
- b) inclusiones exógenas

Las inclusiones endógenas o naturales (fosfuros, óxidos, silicatos, alúmina, nitruros de hierro, etc.), se forman por reacción química (mientras que el metal líquido se enfría), por cristalización o durante la solidificación.

Las inclusiones exógenas o accidentales provienen por acción mecánica, arrastre accidental de escoria o refractario del revestimiento del horno durante la colada, adiciones de alto punto de fusión difíciles de disolver, material de las lingoteras, etc. Sus dimensiones son mayores que las endógenas.

Las inclusiones también pueden considerarse desde otro punto de vista y clasificarse en:

- a) Inclusiones metálicas: sulfuro de manganeso (MnS), Sulfuro de Hierro (FeS), etc.
- b) Inclusiones no metálicas: óxido de hierro (FeO), óxido de aluminio, alúmina (Al_2O_3), óxido de silicio, sílice (SiO), silicatos, etc.

El manganeso tiene una acción desoxidante y desulfurante que conduce a la formación de óxidos y sulfuros. El aluminio, por una acción desoxidante estellar, da lugar a la alúmina, en tanto que el silicio, al oxidar, origina sílice y silicatos con otros elementos.

En general, todos estos compuestos tienen un peso específico menor que el metal, y por eso tienden a ascender hacia la parte superior del lingote. Es evidente que de acuerdo con su dimensión, variará la posibilidad de su eliminación según el mecanismo descrito. Las inclusiones más pequeñas son susceptibles de quedar incorporadas a la masa del acero.

Los elementos agregados intencionalmente al acero forman también un tipo de inclusiones. Si bien los de menor tamaño suelen permanecer dentro de aquel puede suceder que la cantidad sea muy elevada, constituyendo un beneficio por la buena desoxidación lograda,

pero un perjuicio por su alto contenido.

Los factores que mayor influencia tienen sobre el tipo o naturaleza de las inclusiones (tamaño, forma, cantidad y distribución) son:

1. Proceso de fabricación: comprende el tipo de horno, materia prima, marcha del proceso, ferroaleaciones, combustibles, etc.
2. Condición y forma en que se realiza la solidificación: Incluye el tiempo en que el acero se mantiene líquido antes de solidificar, condiciones de enfriamiento, sistema de colada, dimensiones de la pieza, etc.
3. Tratamientos de deformación plástica: Comprenden a los que sufre el acero antes de su utilización final.

4.1.5.2 Efecto general de las inclusiones.

En forma general, las inclusiones producen un efecto nocivo sobre las distintas características de los aceros.

a) Deformación plástica en caliente: algunas inclusiones tales como sulfuros de hierro y ciertos eutécticos, poseen bajo punto de fusión. Por ello, el trabajo mecánico en caliente (forja o laminado), se ve notablemente afectado por la reducción que dicha información conlleva al acero. Por otra parte, si las inclusiones son duras e indeformables (como la sílice, la alúmina, etc.) disminuyen considerablemente la plasticidad del acero.

Cuando se somete el metal a un trabajo de deformación plástica a elevadas temperaturas (por ejemplo laminado), las inclusiones pueden presentar distinto comportamiento y aspecto.

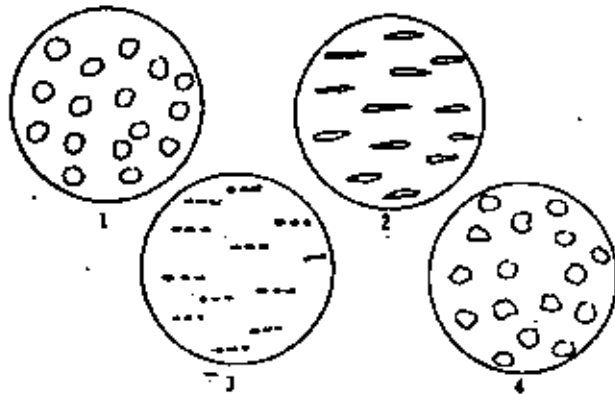


Figura 4.5: Representación esquemática de la variación del aspecto de las inclusiones después de la deformación: 1. antes de la deformación, inclusiones no alteradas, 2. dúctiles y blandas, deformadas, 3. frágiles y rotas, 4. resistentes a la deformación

En la Fig. 4.5 se ha esquematizado la variación de aspecto que presentan las inclusiones luego que el metal ha sido deformado. En 1 se observa la forma de las inclusiones tal como se obtienen de fundición. En 2 las inclusiones blandas y dúctiles son capaces de sufrir la acción del trabajo mecánico en caliente y adquieren forma alargada cuando se las observa sobre secciones longitudinales y tangenciales.

En la sección transversal (normal al laminado) su forma es generalmente globular.

En 3 se observa la forma correspondiente a las inclusiones frágiles, pero susceptibles de deformación y rotura, y en 4, el aspecto que presentan las inclusiones cuando son demasiado duras y resistentes y no sufren deformación alguna (como ocurre con la sílice y la alúmina, aunque el tamaño de ésta será menor al simbolizado en la figura).

b) Deformación en frío: cuando el acero debe ser laminado en frío o trefilado hasta pequeños espesores o diámetros, las inclusiones duras e indeformables obstaculizan considerablemente estos trabajos.

c) Características mecánicas: la estructura fibrosa da lugar a propiedades unidireccionales con lo que afecta grandemente las características del acero. Además, de acuerdo al tamaño, cantidad y distribución de las inclusiones se reduce la tenacidad, teniendo en cuenta al efecto de entalladura y su ubicación con respecto a las solicitaciones, favorecen el fallo del acero por el fenómeno de fatiga.

Si se tiene en cuenta que la red de inclusiones dirige la formación de la red de ferrita y constituye, por otra parte, las líneas de menor resistencia del metal, resulta justificado que, frente a acciones provenientes de deformaciones y choques, la propagación de las fisuras se produzca a través de la citada red.

d) Grado de terminación superficial: el trabajo de corte de la herramienta, así como el grado de terminación, se ven muy afectados por la presencia de inclusiones. Esto se traduce en un efecto abrasivo que, por consiguiente, acelera su desgaste y además conduce a una terminación deficiente

El corte por golpe (según se efectúe en sentido longitudinal o transversal con respecto de las fibras y por ende, a la ubica-

ción de las inclusiones) se ve acrecentado por el desgaste prematuro de matrices y punzonas.

La presencia de inclusiones reduce sustancialmente el rendimiento de los cojinetes o bolillas. En efecto, el contacto de la bolilla que actúa sobre las pistas con una presión específica elevada, puede producir el desprendimiento de las inclusiones e iniciar el deterioro del conjunto. El pasaje de la bolilla por el lugar donde se han desprendido las inclusiones produce un martilleo que genera calor y, por ende, da lugar a un fenómeno que oxida y ablanda el acero, precipitando de esta forma la destrucción del órgano. Por estas razones, el acero para rodamientos debe ser de alta pureza.

e) Resistencia a la corrosión: La presencia de inclusiones favorece la formación del par que, con un electrolito, produce la pila que conduce al deterioro del metal por corrosión (ver curso de corrosión).

Los aceros utilizados para rieles constituyen un caso típico de lo expuesto, pues en la superficie de trabajo el metal sufre el martilleo repetido y constante, a fuertes presiones, de las ruedas, produciendo en poco tiempo picaduras que se acrecientan por la acción corrosiva de la atmósfera.

4.1.5.3 Efectos sobre los tratamientos térmicos.

Las inclusiones dispersas en la masa de acero en forma de partículas pequeñas retardan el crecimiento del grano de acero. Las leyes que lo regulan dependen, en gran proporción, de la naturaleza y de la repartición de las inclusiones más finas. La presencia de inclusiones grandes, aunque son indeseables, ejercen una acción menos pronunciada sobre el crecimiento del grano.

Teniendo en cuenta la acción inhibitoria que ejercen las

inclusiones, es necesario y conveniente hacer notar la importancia de las mismas cuando se consideran los tratamientos térmicos (recocido, temple, etc.). La templabilidad o penetración del temple del acero está estrechamente vinculada a la granulometría del mismo, tal como se discutió en un párrafo anterior.

Ciertas partículas ajenas pueden fungir como centros de nucleación para la transformación de la austenita y modificar así la templabilidad.

4.1.5.4 Clasificación de las inclusiones según normas ASTM.

La clasificación de las inclusiones se realiza de acuerdo con lo establecido por la Asociación de Siderurgistas Suecos (adoptada por ASTM), que divide las inclusiones en cuatro grupos a saber:

- 1)
- 2) A (Tipo sulfuros);
- 3) B (Tipo alúmina);
- 4) C (Tipo silicatos);
- 5) D (Tipo óxidos globular).

Cada una de estas clases se subdivide en cinco grupos numerados del 1 al 5, según la cantidad de inclusiones que existen por unidad de superficie.

La número 1 designa una pequeña cantidad de inclusiones, mientras que la número 5 corresponde a la mayor cantidad. A fin de que resulten comparables, ambas se obtienen de una observación realizada con 100 aumentos. Cada grupo admite dos modalidades: inclusiones finas e inclusiones gruesas.

En forma general, las inclusiones de las aleaciones ferrosas se clasifican en tres clases: óxidos, sulfuros y silicatos.

A continuación se da una nómina de las inclusiones más frecuentes:

Oxidos	Sulfuros	Silicatos
Oxido de Hierro (FeO)	Sulfuro de Manganeso (MnS)	Silicato dicálcico (2CaO . SiO ₂)
Silice (SiO ₂)	Sulfuro de Hierro (FeS)	Silicato tricálcico (3CaO . SiO ₂)
Alúmina (Al ₂ O ₃)	Sulfuro doble de Hierro y Manganeso (MnS-FeS)	Silicato de Hierro (FeO . SiO ₂)
Etcétera	Sulfuro de Alúmina (Al ₂ S ₃) Etcétera.	Etcétera

4. 2 Influencia de diferentes factores sobre la forma de las Curvas CCT.

4. 2.1 Influencia de la composición química.

Como para las curvas CCT, la zona situada a la izquierda de la curva de transformación constituye el dominio de estabilidad de la austenita; cuanto más amplia la zona, mayor es la templabilidad del acero considerado.

Desde luego, todo lo que se mencionó referente a la influencia de los elementos de aleación sobre las transformaciones isotérmicas sigue válido para las transformaciones en enfriamiento continuo, con solamente unos desplazamiento a las líneas del diagrama.

De modo general, los elementos ganágenos como níquel o el manganeso (con excepción del cobalto) desplazan la curva CCT hacia la derecha y hacia abajo. Los elementos alfégenos como el cromo, el molibdeno o el vanadio, tienen una influencia adicional específica sobre las dos zonas de transformación perlítica y bainítica.

Para tener una idea de la influencia de algunos de estos elementos de adición en el acero, se incluyen las curvas CCT de las variedades de acero: XC 42 (Fig. 4.6), 15 M 5 (Fig. 4.7), 32 C 4 (Fig. 4.8), 35 NC 6 (Fig. 4.9) y 35 CD 4 (Fig. 4.10).

Para el acero al carbono XC38, la transformación se efectúa totalmente en la zona ferrítica-perlítica, aun para una velocidad de enfriamiento del orden de varias decenas de grados por segundos.

En comparación, el aumento de templabilidad por una adición de 0,69 a 1,12% de manganeso aparece en la curva del acero 15M5. La reducción de temperatura del dominio bainítico de esta última se distingue de la traslación realizada en esta misma zona por el cromo en la curva del acero 32C4.

Composición química del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0,44	0,72	0,26	0,028	0,038	0,09	0,18	0,02

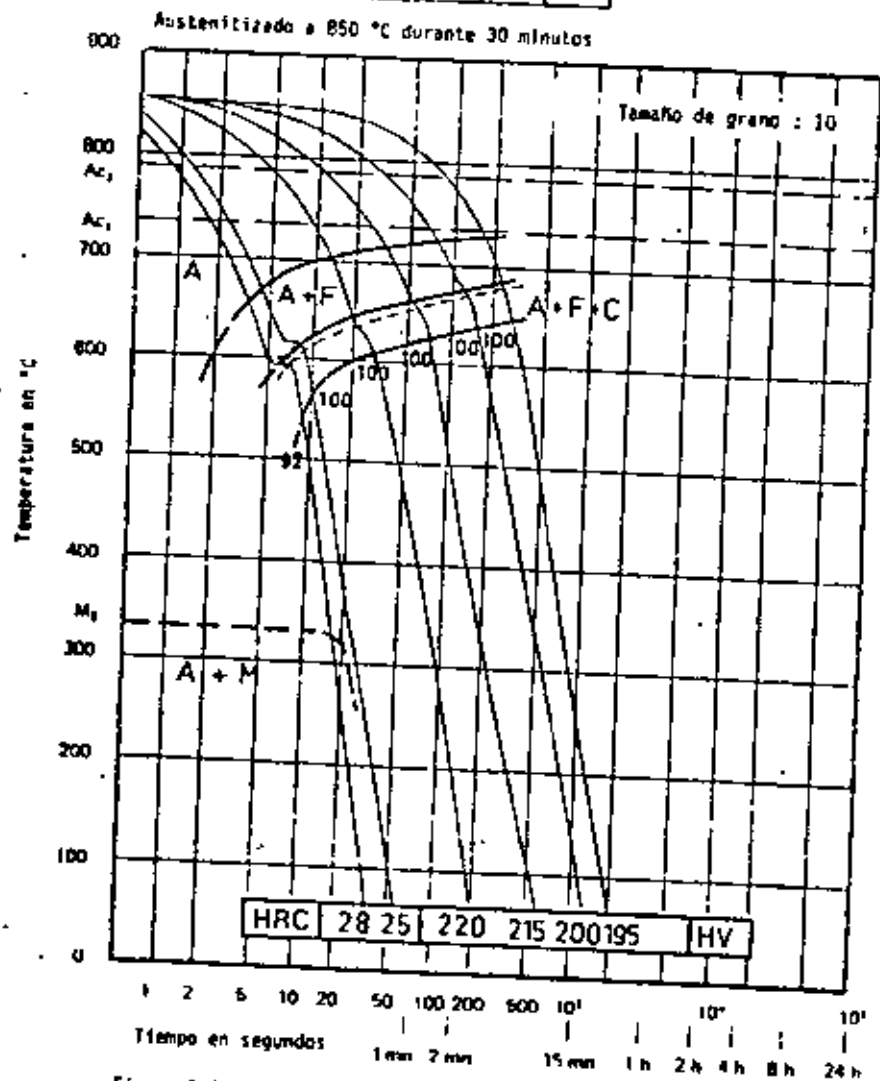


Figura 4.6: Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero X42

Composición química del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	Al %
0,33	1,12	0,30	0,027	0,018	0,24	0,11	0,04	0,19	0,010

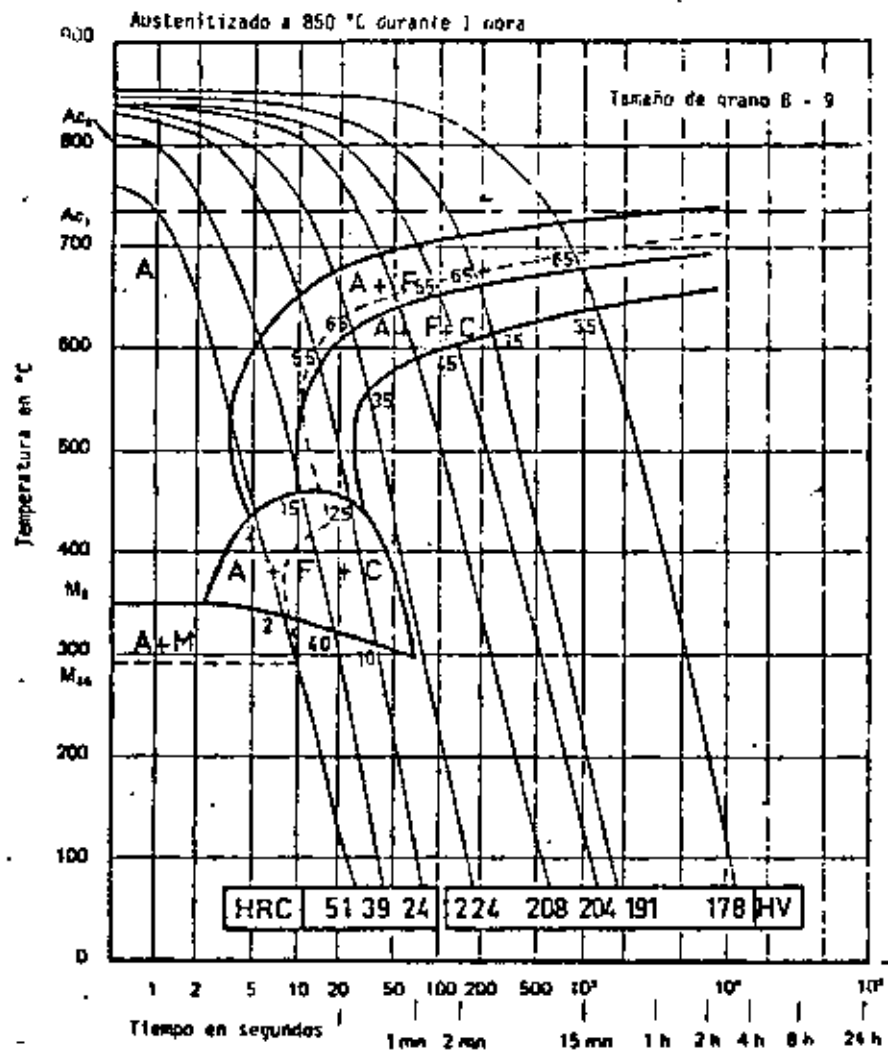


Figura 4.7: Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 35 M 5

Composición química del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,32	0,76	0,30	0,010	0,021	0,26	1,09	0,02	0,17

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %
0,38	0,44	0,27	0,003	0,018	3,40	1,50	0,15	0,13	0,015

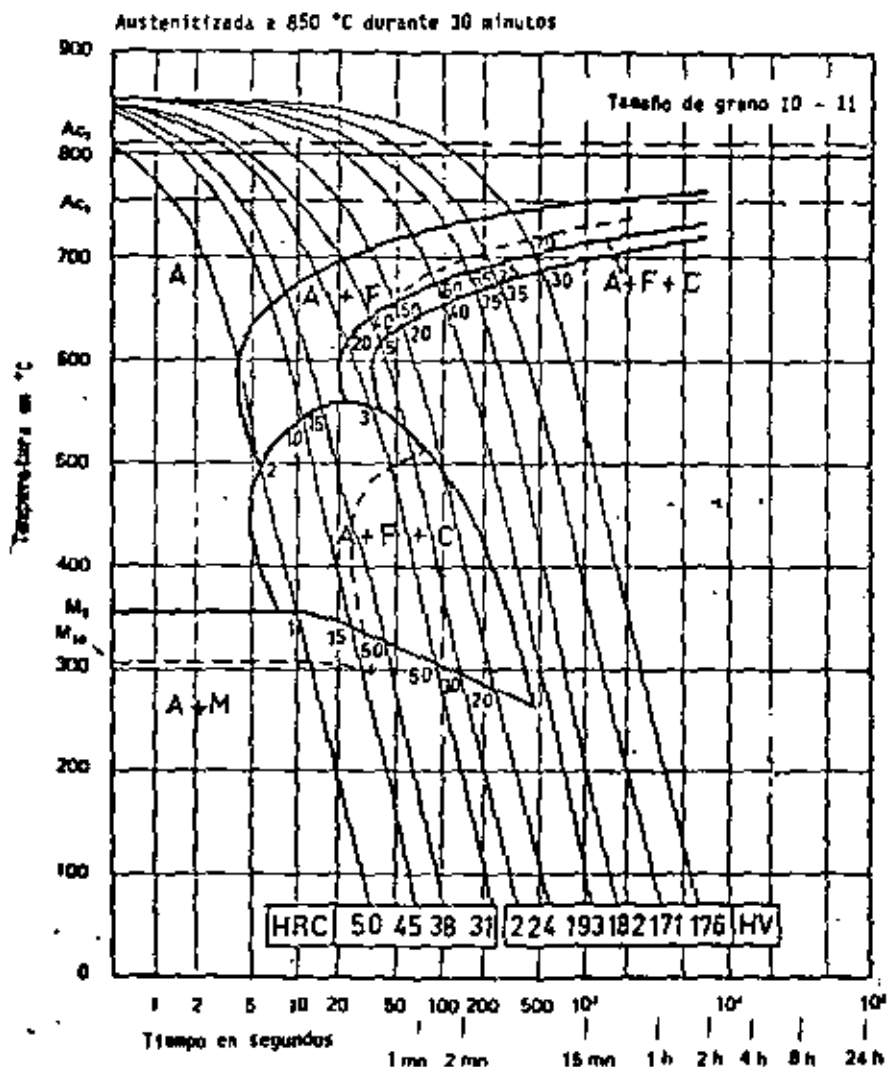


Figura 4.8: Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 32 C 4

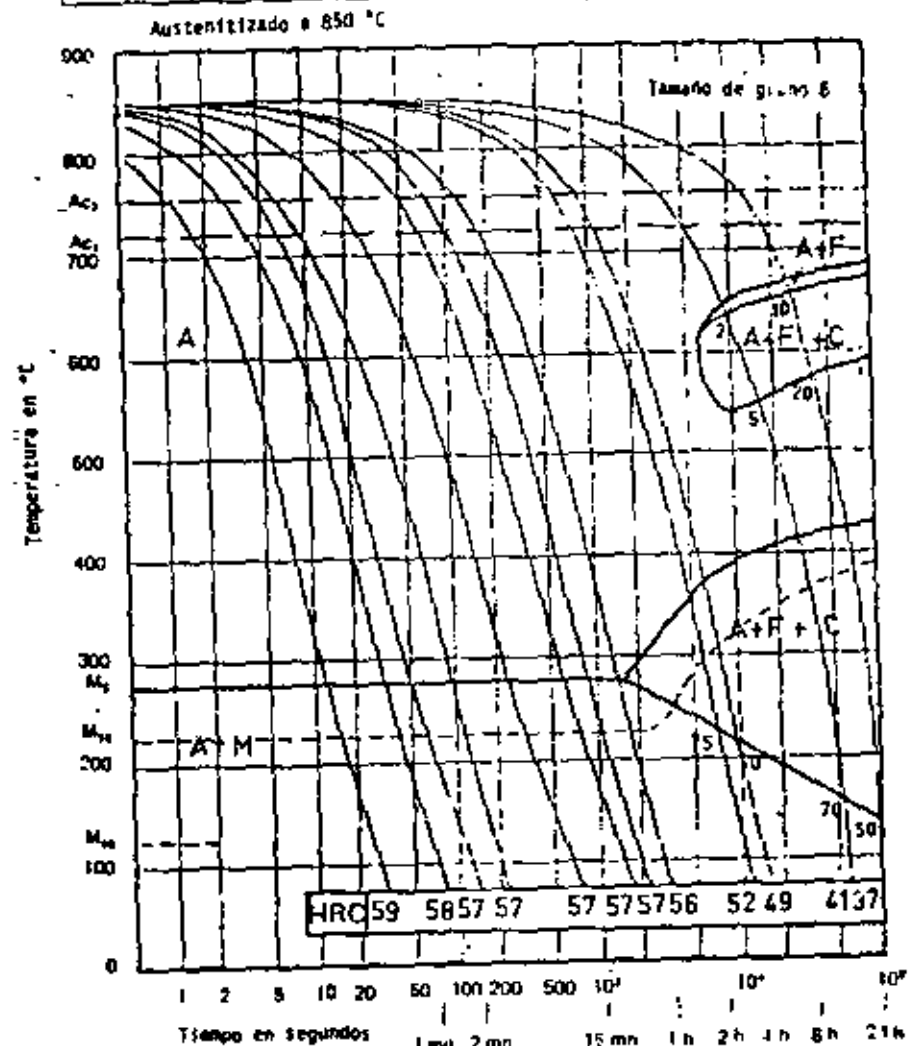


Figura 4.9: Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 35 Ni 15

Composición química del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0,36	0,77	0,28	0,010	0,019	0,16	0,06	0,28

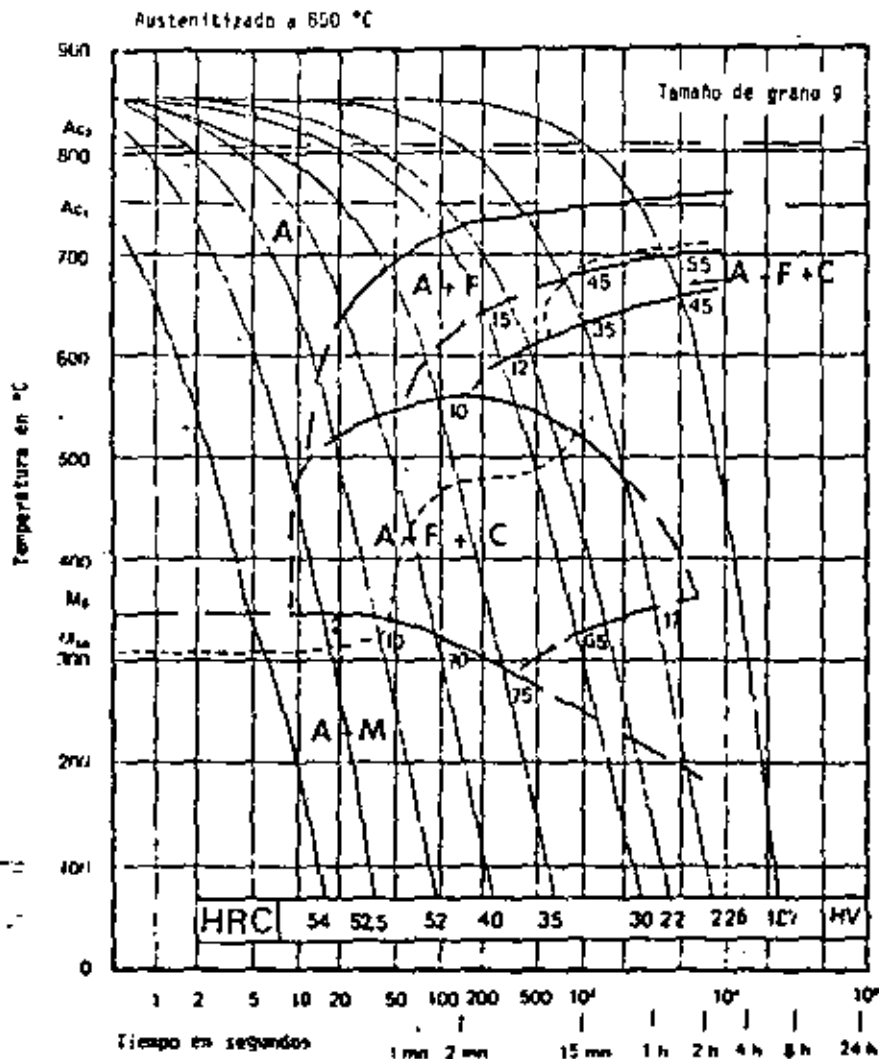


Figura 4.10: Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 35 CD 4

Comparando las curvas CCT del 32C4 y del 35NC6 observamos que el cromo desplaza más fuertemente hacia la derecha la zona de la bainita que la zona superior, mientras que el níquel ejerce sobre estos más o menos la misma traslación, sin embargo, con un ligero aplastamiento de la nariz ferrítica-perlítica (reducción de la temperatura de aparición de la ferrita).

La confrontación de las curvas del 32C4 y del 35CD4 pone particularmente en evidencia la influencia de menos de 0,2% de molibdeno sobre la templabilidad; fuerte traslación hacia la derecha y con menor cantidad hacia bajas temperaturas, acompañado de una acción más fuerte en el dominio superior. Esto nos indica que el molibdeno es particularmente favorable para obtener estructuras bainíticas. Su influencia aparece aun más claramente en la curva CCT del acero 50CD4 (la zona de estabilidad de la austenita separando las zonas perlítica y bainítica del diagrama ITT se traduce aquí por una interrupción momentánea de la transformación) o también sobre la curva de un acero de bajo carbono con unos milésimos de por ciento de boro (curva superior del dominio bainítico particularmente prolongada y horizontal).

El endurecimiento acompañado las reacciones de precipitación y enfriamiento continuo de carburo y carbonitruros, utilizado desde hace mucho para mejorar las características mecánicas de determinados aceros de construcción, requiere de una disolución previa más o menos completa de los elementos endurecedores que puede afectar eventualmente la forma del diagrama CCT. Recordemos brevemente que el efecto endurecedor de pequeñas adiciones de niobio y vanadio (decenas de milésimas de por ciento), para citar solo los elementos de dispersión más utilizados, se atribuye a la precipitación interfase en la ferrita de carbonitruros muy finos, generalmente distribuidos en zonas con distancia en aumento cuando la rapidez de enfriamiento disminuye (como en el caso de una elevación de temperatura de transformación isotérmica en la zona ferrita-perlítica). Para un acero soldable con 40 milésimas de por ciento de niobio, austenitizado cerca de 1250 °C y para determinadas velocidades de enfriamiento, la temperatura de transformación puede ser reducida varias decenas de grados respecto a un acero soldable sin niobio tratado en las mismas condiciones, es decir, a lo que ocurre después de austenitización a 900°C (niobio no disuelto).

4. 2.2 Influencia de las condiciones de austenitización y del tamaño del grano austenítico.

La transformación de la austenita por nucleación y crecimiento está favorecida por un aumento relativo de la superficie de los límites de grano y puede ser modificado por los carburos, nitruros carbonitruros o carboboruros no disueltos durante la austenitización o bien precipitados durante la transformación.

En el caso de los aceros hipoeutectoides, una elevación de la temperatura de austenitización se traduce principalmente por una modificación eventual de la composición de la solución sólida (por ejemplo: disolución de los carburos,...) y un crecimiento del grano austenítico más o menos frenado por la presencia de una fina dispersión de precipitado (carbonitruro de vanadio o de niobio, nitruro de aluminio...) los cuales se disuelven progresivamente y pierden así su efecto cuando aumenta la temperatura. Una duración de austenitización prolongada puede contribuir al crecimiento del grano con además el riesgo de una descarburización superficial en la ausencia de una atmósfera protectora. El crecimiento del grano aumenta la estabilidad de la austenita con respecto a la transformación ferrita perlita y favorece entonces la formación de constituyentes de tipo acicular durante el enfriamiento, reduciendo la velocidad crítica del templeado.

En el caso de los aceros hipereutectoides o bien fuertemente aleados, una elevación de la temperatura de austenitización, la cual se traduce sobre todo por una disolución progresiva más completa de los carburos, puede aumentar sensiblemente la estabilidad de la austenita, y entonces desplazar fuertemente la curva de transformación hacia la derecha.

4. 2.3 Influencia de las segregaciones.

El efecto de las segregaciones sobre las transformaciones isotérmicas se observa también en el caso de las transformaciones en enfriamiento continuo. Las macrosegregaciones poseen el problema de la toma de una muestra representativa de la colada considerada. Las microsegregaciones pueden llevar a un alargamiento importante de la

descomposición de la austenita y a unos traslapes de los dominios de transformación sucesiva.

Se pudo constatar, por ejemplo, anomalías de dilatación debidas a la transformación de la austenita en dos zonas sucesivas claramente diferentes en amplitud relativa, según la dirección de la toma de muestra (longitudinal o transversal) de muestras dilatométricas de un acero 35CM4 con una estructura de bandas bastante pronunciadas.

4. 2.4 Influencias diversas

Para una determinada variedad de acero, el método de elaboración y de desoxidación puede tener cierta influencia sobre la transformación. Es suficiente imaginarse los desplazamientos durante el transcurso de la transformación debido a las segregaciones y a las estructuras en bandas, al papel complejo de precipitaciones más o menos finamente dispersas o de adiciones de desoxidación en exceso. Desde luego tales influencias son muy difíciles de apreciar cuantitativamente.

Los esfuerzos residuales, a menudo difíciles de detectar y de calcular, también pueden jugar un papel en la transposición de los resultados obtenidos en las curvas de transformación al enfriamiento de piezas macizas. Para estas últimas, los esfuerzos formados debido a las variaciones locales en masa volumétrica, que acompañan la transformación, se combinan con los esfuerzos térmicos consecuencia de los gradientes de enfriamiento y modifican localmente la cinética de la reacción. Como las anomalías dilatométricas son tanto más importantes, para un acero determinado como la transformación se efectúa a temperatura inferior, la estabilidad de la austenita tendería que ser particularmente afectada en la zona de bajas temperaturas del diagrama CCT en donde el metal es, además, menos maleable.

Debido a eso, varios autores trataron de simular, a través de esfuerzos externos, el efecto de las tensiones internas sobre las características de dilatación y de temperaturas de reacción de diferentes zonas de transformación. La influencia de los esfuerzos aplicados depende desde luego del sistema de estos esfuerzos y de su importancia.

En el dominio ferrítico-perlítico un esfuerzo de tracción ligero puede ser suficiente para aumentar al doble la amplitud de la anagafia de dilatación debido a la transformación sin que la temperatura de reacción tenga que modificarse significativamente. Por otro lado, una deformación plástica de la austenita del orden de 20%, correspondiendo aproximadamente al último paso de laminación controlada de un acero soldable al niobio, provoca que la temperatura de inicio de transformación puede ser superior con 20 a 30°C a aquella determinada para una misma velocidad de enfriamiento después de austenitización a 1250°C y sin deformación. En la zona bainítica, se observa también una aceleración de la transformación pasando a un nivel mínimo de esfuerzo, función de la temperatura. Finalmente, en la zona martensítica, la amplitud de la anagafia dilatométrica se modifica a partir de esfuerzos elásticos relativamente bajos y depende del sistema de esfuerzos plástico.

Se define, además, una temperatura M_s , superior a M_f , arriba de la cual la deformación plástica en fase austenítica ya no provoca la formación prematura de martensita y puede aún estabilizar la austenita.

Para los aceros hipoeutectoides, conviene subrayar la reducción de la temperatura M_s después de transformaciones anteriores incompletas de la austenita en bainita o ferrita-perlita. Este aumento de la estabilidad de la austenita todavía no transformada y enriquecida en carbono y elementos de aleación se manifiesta en los diagramas CCT.

Para los aceros hipereutectoides, una precipitación de carburos durante un enfriamiento bastante lento puede tener como efecto el aumento de la temperatura M_s .

En conclusión, los factores de influencia sobre el desarrollo de la reacción durante la transformación en enfriamiento continuo son más numerosos todavía para las transformaciones isotérmicas y aún discutimos aquí los principales.

4.3 Influencia de los elementos de aleación en el hierro.

Como se mencionó anteriormente, el acero es en principio una aleación hierro-carbono. Sin embargo, esta aleación contiene siempre manganeso y a menudo silicio como elementos de elaboración necesarios, y además siempre impurezas como fósforo y azufre y los elementos gaseosos en solución o ligados que también se consideran como impurezas: oxígeno, nitrógeno e hidrógeno. En fin se encuentran también trazas de los elementos: níquel, cromo, cobre, estaño, etc..., que provienen de la chatarra que se usa cada vez más en la industria siderúrgica.

Sin embargo, tal aleación compleja se llama "acero no aleado" o "acero al carbono", ya que los elementos adicionales no se añadieron intencionalmente y además porque están presentes sólo en concentraciones muy bajas o en trazas.

Por lo contrario, el "acero aleado" es una aleación hierro-carbono con sus elementos de elaboración, impurezas y elementos en trazas, a la cual se añadió intencionalmente uno o más elementos en concentraciones suficientes para provocar el efecto deseado. A menudo se denomina al "acero aleado" con el nombre de "acero especial" o también "acero noble", debido a las precauciones especiales que se toman para la selección de la materia prima y para la preparación del acero. Por las mismas razones se denomina "acero fino" un acero aleado o no aleado, preparado con mucha precaución y que tiene por lo tanto, muy buena calidad.

Todas esas denominaciones, justificadas o no, tienen un carácter más o menos comercial. Preferimos en este curso la denominación "acero aleado" recordándonos que se trata en general de un acero de buena o de máxima calidad al cual se añadieron intencionalmente elementos de aleación. Estos elementos de aleación, a menudo muy pocos, se añaden para modificar la estructura, y por consiguiente, las propiedades del acero. Sin embargo, los efectos pueden ser muy complicados y aparecen a menudo sólo después de un tratamiento térmico, como veremos a continuación.

La clasificación más sistemática de los elementos de aleación en el hierro es seguramente aquella que se basa en su influencia sobre los puntos de transformación de ese metal, ya que el tratamiento térmico que se hace con la mayoría de los aceros aleados está determinado principalmente por la posición de los puntos de transformación.

Con respecto al metal Fe puro (sin adición de carbono), existen unos elementos que amplifican la zona γ y otros que al contrario la reducen. Los primeros son elementos estabilizadores de γ o γ -fijos (γ -genos), los segundos son estabilizadores de α o α -fijos (α -genos). Además, existen elementos que provocan endurecimiento por precipitación y otros que forman carburos. Se tratará de estos últimos en la discusión de la influencia de los elementos de aleación en el acero, ya que se precisa la existencia de carbono para formar carburos.

4. 3.1 Elementos que aumentan la estabilidad de la austenita.

Estos elementos se clasifican en dos grupos: el primer grupo comprende los elementos que demuestran una zona de solubilidad total con el hierro; son los elementos: Ni, Co, Pd, Ru, Rh, Os, Ir.

La Fig. 4.11 representa el diagrama del sistema Fe-Ni como ejemplo típico. En ese diagrama aparece muy claramente la ampliación de la zona γ por aumento de la temperatura A_4 y sobre todo por la reducción y finalmente la desaparición del punto A_3 .

El segundo grupo comprende los elementos que amplían la zona γ , o sea que suben el punto A_4 y bajan al punto A_3 , pero con solubilidad reducida en estado sólido. Son elementos C, N, Cu, Au, Zn. El ejemplo más típico de este segundo grupo es el sistema Fe-C ilustrado en la Fig. 3.9. Como segundo ejemplo se muestra el sistema Fe-Cu de la Fig. 4.12.



Figura 4.11: Diagrama de fases Fe-Ni: aumento de la zona γ (austenita), solubilidad total (influencia de los elementos Ni, Mn, Co....)

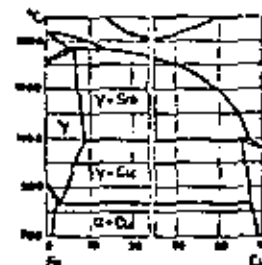


Figura 4.12: Diagrama de fases Fe-Cu: aumento de la zona γ (austenita), solubilidad reducida (influencia de los elementos Cu, C, N....)

6. 3.2 Elementos que reducen la zona gamma

Contrariamente a los elementos que se mencionaron antes y que son secasos, hay relativamente muchos elementos que elevan el punto A_1 y bajan el punto A_2 , reduciendo así la zona γ . Aquí se distinguen por un lado el grupo de los elementos que forman una zona γ cerrada (llamada a menudo bucle γ), encerrada por todos lados por una zona bifásica ($\alpha + \gamma$), a su vez encerrada por una zona homogénea α , y por otro lado al grupo de elementos formando una zona heterogénea en la cual no aparece la fase α .

Pertenecen al primer grupo los elementos formando carburos: Cr, V, Mo, W y Ti, además Si, Al, P, Be, As, Sb. Como diagrama típico se da el sistema Fe-Si en la Fig. 4.13.

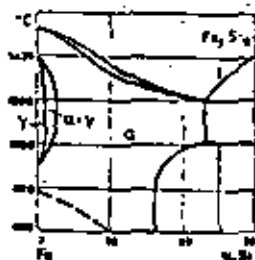


Figura 4.13 - Diagrama de fases Fe-Si: zona gamma reducida y cerrada, limitada por zona bifásica alfa + gamma encerrada por zona monofásica alfa (Influencia de los elementos Si, Cr, Al, W, Mo, V....)

El segundo grupo comprende los elementos S, B, Zr, Ta, Nb y Ce, los cuales también reducen la zona γ , pero en este caso la zona γ está limitada por una zona heterogénea, compuesta de la fase β más un compuesto del elemento de aleación. Como ejemplo de esto se da el sistema Fe-S en la Fig. 4.14.



Figura 4.14: Diagrama de fases Fe-S: zona gamma reducida y cerrada, separada por zona heterogénea (Influencia de los elementos Nb, Ta, Zr, Ce, S....)

Refiriéndonos a la influencia de un elemento determinado sobre la estabilidad de la austenita hay que buscar la explicación de su comportamiento en la estructura cristalina de tal elemento. De hecho, la mayoría de los elementos que cristalizan en la red cúbica de caras centradas y por lo tanto de modo isomorfo con el hierro γ , o bien los que forman un compuesto isomorfo con el hierro aumentan la estabilidad de la austenita, lo que aparece en la ampliación de la zona γ .

Vicerversa, todos los elementos solubles en el hierro α que reducen la zona γ y forman un bucle γ encerrado por una zona de solubilidad α tienen una red cúbica centrada en el cuerpo o forman un compuesto cúbico en el cuerpo.

Sin embargo, hay que observar que esa regla, a menudo llamada regla icosédrica, sólo es aplicable en los casos de solubilidad suficiente, de modo que un elemento con una red cúbica centrada en el cuerpo no aumenta necesariamente la zona γ , y tampoco es seguro que un elemento con red cúbica centrada en las caras reduzca la zona γ .

Muchos elementos con radio atómico pequeño son muy solubles en hierro, mientras que elementos con radio atómico grande como Na, K, Ca, Sr, Cs,.... son poco solubles o insolubles.

4. 3.3 Elementos que provocan endurecimiento por precipitación.

Se trata de los elementos que presentan una zona de solubilidad sólida con el hierro, pero con solubilidad decreciente al disminuir la temperatura y limitada por una zona heterogénea.

El mecanismo del endurecimiento por precipitación se explica en cualquier curso de Metalurgia Física, siendo el ejemplo más conocido de este fenómeno el sistema Al-Cu (duraluminio).

La siguiente tabla presenta una comparación entre duraluminio y sistemas de endurecimiento por precipitación del hierro con algunos elementos de aleación.

SISTEMA	TEMPERATURA DE TEMPLE °C	TEMPERATURA DE ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION °C
DURALUMINIO	500	20 - 150
Fe - N	500 - 600	20 - 150
Fe - C	680	50 - 150
Fe - Be	1100 - 1200	450 - 600
Fe - Ti	1100 - 1200	450 - 600
Fe - W	1300 - 1400	700 - 900

4. 4 Influencia de los elementos de aleación en acero (aleación Fe-C).

Hay que considerar ahora primero la influencia del carbono y del elemento de aleación en el hierro y segundo la influencia recíproca del carbono y del elemento de aleación (formación de carburos).

4. 4.1 Elementos que forman carburos.

Esos elementos, llamados elementos carburígenos o carburantes se caracterizan por su tendencia a la formación de carburos especialmente estables en las aleaciones Fe-C. Como también existe un carburo entre Fe y C (la cementita Fe_3C), se obtiene, según el elemento de aleación y la cantidad de aleación, un cristal mezclado de cementita, es decir Fe_3C en el cual una parte del hierro está sustituida por el elemento X o sea $(Fe,X)_3C$, conservando la estructura ortorrómbica de la cementita; o bien la formación de carburos especiales.

Los principales elementos que forman carburos, clasificados de izquierda hacia la derecha según aumenta la estabilidad de sus carburos son: Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta y Nb. Con excepción del Mn, todos los demás elementos pertenecen al grupo que reduce la zona γ del hierro.

En relación con la tendencia a formar carburos se puede decir que el Mn forma casi exclusivamente soluciones sólidas de cementita; el Cr también demuestra una fuerte tendencia a la formación de soluciones sólidas, el V y Mo ya mucho menos, mientras que los elementos siguientes forman sobre todo carburos especiales.

La formación de soluciones sólidas de cementita o de carburos especiales no depende únicamente de la tendencia a la formación de carburos, o sea de la afinidad del elemento con el carbono, sino también mucho de la concentración del elemento carburante en la aleación en la cual el elemento Fe siempre es principal.

Así, por ejemplo, el Cr forma en presencia de suficiente carbono y con aumento del contenido en Cr, respectivamente:

- Solución sólida ortorrómbica en cementita $(Fe,Cr)_7C_3$ que pueda contener hasta 15% de carbono.

- Un carburo especial trigonal $(Cr,Fe)_7C_3$ con un contenido mínimo de 36% de Cr.

- Un carburo especial cúbico $(Cr,Fe)_4C$ o más probablemente $(Cr,Fe)_{23}C_6$ con 70% Cr mínimo.

En aleaciones con 2 a 3% Cr se encuentran únicamente soluciones sólidas de cementita $(Fe,Cr)_7C_3$. Aumentando el contenido en Cromo y dependiendo del contenido en carbono, se forman respectivamente una mezcla de $(FeCr)_7C_3 + (Cr,Fe)_7C_3$, una mezcla $(Cr,Fe)_7C_3 + (Cr,Fe)_{23}C_6$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$ y finalmente con contenidos en Cr superior a 30%, una mezcla de $(Cr,Fe)_{23}C_6 + Fe_3C$. (Fig. 4.15).

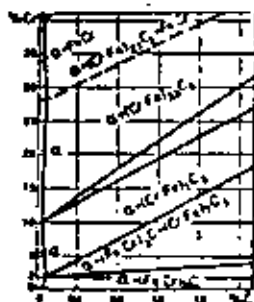


Figura 4.15: Diagrama de fases del sistema Fe-Cr-C

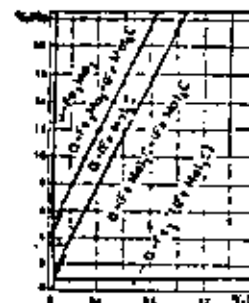


Figura 4.16: Diagrama de fases del sistema Fe-Mo-C

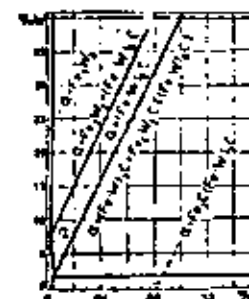


Figura 4.17: Diagrama de fases del sistema Fe-Ni-C

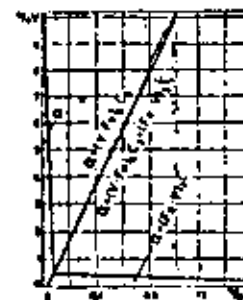


Figura 4.18: Diagrama de fases del sistema Fe-V-C

También V en baja concentración (V 0,5%) forma soluciones sólidas en cementita $(Fe,V)_2C$ y con aumento de la concentración una mezcla de $(Fe,V)_2C$ con el carburo especial $(V,Fe)_4C_3$ y finalmente se lo este último (Fig. 4.18).

En principio, todos los elementos carburizantes forman, con aumento de la concentración del elemento en cuestión, en primer lugar soluciones sólidas en cementita y después carburos especiales. Estos últimos aparecen más pronto cuando se trata de un elemento fuertemente carburante.

4. 4.2 Influencia de los elementos de aleación en el acero suavizado (recocido de suavización)

Para discutir la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero en estado suavizado, hay que conocer en primer lugar en cual o cuales de las fases presentes se encuentran los elementos de aleación. En general, los elementos de aleación pueden distribuirse en el acero suavizado en cinco fases o grupos de fase, o sea:

- Ferrita: Fe - α elementos de aleación disueltos.
- Carburos: en solución sólida de cementita y/o en carburos especiales.
- Inclusiones no metálicas: en óxidos, sulfuros, silicatos, etc.
- Compuestos como: $FeCr$, Fe_3N , ...
- Partículas de metal libre: pasando el límite de saturación: (Pb, Cu, ...)

Partículas libres de metal, como por ejemplo Pb en acero para maquinar y compuestos solo aparecen en unos casos especiales. La presencia de elementos de aleación en inclusiones del tipo de óxidos, sulfuros y silicatos, etc.,... depende de la afinidad del elemento de aleación para el oxígeno, azufre, etc.,... y solo tiene una in-

fluencia sobre las propiedades del acero a medida que su presencia altera la forma, distribución o plasticidad de las inclusiones. En general, esa influencia es pequeña y puede ser despreciada. Para la discusión de la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero recocido, hasta entonces considerar solamente la distribución de los elementos de aleación entre la fase ferrítica y los carburos.

(Cómo se distribuyen los elementos entre esas dos fases).

Esto depende sobre todo del elemento en cuestión y del contenido de carbono. En principio, podemos decir que todos los elementos se distribuyen entre las dos fases, pero en proporciones muy diferentes, determinadas por el coeficiente de distribución, definido por la relación entre la concentración del elemento en la fase de los carburos y su concentración en la fase ferrítica.

Según el valor del coeficiente de distribución, los elementos de aleación se clasifican en tres grupos:

1º. Si, Al, Ni, Co, Cd, ... los cuales tienen una tendencia nula o muy baja para formar carburos y se encuentran entonces principalmente en la fase ferrítica, con un coeficiente de distribución muy pequeño. Sin embargo, trazas de esos elementos se encuentran en la fase de carburos (cementita), reduciendo más su estabilidad. A temperatura y a concentración del elemento de aleación adecuada, se reduciría esa cementita a ferrita y grafito, si la influencia de estos elementos no se compensara por el efecto contrario del Mn y eventualmente de otros elementos carburantes, así como por barreras de difusión.

2º. Mn, Cr, V, Mo: elementos de carburación débil (Mn) hasta fuerte (W, Mo), con un coeficiente de distribución siempre superior a 1. Por ejemplo, la fase del carburo (o sea de la cementita) en acero recocido con 10% Mn y 1% C contiene 20-25% Mn, lo que corresponde a un coeficiente de distribución de 2,5. Este coeficiente varía únicamente para concentraciones promedio de 10% Mn y 1% C, o sea que el coeficiente de distribución de un determinado elemento de aleación depende de su concentración propia, de la del carbono y de la

de los demás elementos de aleación presentes.

No es posible desarrollar una fórmula que nos permita calcular el coeficiente de distribución. Por otro lado, hasta hace unos años, tampoco era fácil la determinación experimental del coeficiente ya que era muy difícil realizar la separación de las fases por disolución de una fase, sin ningún ataque químico de la otra, aun por medio electrolítico. En los últimos años, merced al desarrollo del análisis por rayos X y terminación de los coeficientes de distribución se facilitó mucho en varios casos.

3. V, Ti, Zr, Ta, Nb: elementos muy carburantes que se encuentran principalmente en los carburos, por lo menos en estado recocido. Su coeficiente de distribución siempre es mucho mayor de 1 y forman carburos especiales a partir de concentraciones determinadas.

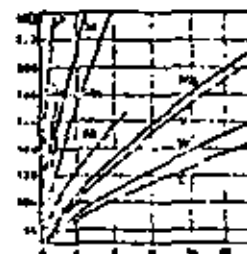
Ya que los elementos de aleación en un acero recocido siempre están distribuidos entre las fases ferrita y carburo (cementita) su influencia sobre las propiedades del acero recocido depende de la influencia sobre ambas fases y además de la influencia eventual sobre la estructura de la mezcla de fases.

4. 4.2.1 Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades de la ferrita.

Como ya sabemos, cualquier elemento disuelto en hierro o en ferrita provoca un endurecimiento según el mecanismo de "endurecimiento por solución sólida" (véase cursos de Metalurgia Física). La intensidad de efecto de endurecimiento está en función de la concentración del elemento de aleación y es diferente para cada elemento, dependiendo principalmente de la estructura atómica de los elementos. La Fig. 4.19 representa el efecto de endurecimiento de los principales elementos en hierro puro.

Conviene mencionar aquí que cantidades iguales de estos elementos no tienen la misma influencia sobre las propiedades de la fase ferrítica en acero recocido, ya que la concentración de los ele-

mentos en la ferrita no corresponde exactamente a la concentración del elemento en el acero.



Elemento de aleación en el hierro puro

Figura 4.19: Efecto de endurecimiento por solución sólida de los principales elementos de aleación en la ferrita

Para elementos que no forman carburos, como Cu, Si, Ni, ... y que se disuelven casi totalmente en la fase ferrítica, la diferencia no es muy grande, mientras que para los elementos carburantes, la diferencia es mayor a medida que el acero contiene más carbono y por lo tanto más cementita. Además, la dureza de un acero recocido siempre es superior a la dureza de la fase ferrítica, debido a la presencia de la cementita dura. La Fig. 4.20 representa por ejemplo el efecto de endurecimiento de los elementos Mn y Cr en un acero recocido con sólo 0,1% C, en comparación con su efecto de endurecimiento en hierro puro. Las curvas superiores muestran el efecto total de endurecimiento de los elementos Mn y Cr en acero recocido de 0,1% C.

4. 4.2.3 Propiedades del acero aleado en estado suavizado y en estado normal.

En general, refiriéndose a la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero suavizado, o sea de la mezcla de las fases ferrita y cementita, se observa que las características de dureza y resistencia aumentan mientras que disminuyen las características de tenacidad y ductilidad, cuando aumentamos el porcentaje de aleamiento de aleación.

El mejoramiento de las características de resistencia mecánica del acero por la influencia de los elementos de aleación en estado suavizado, sobre todo en los elementos de construcción no es muy interesante. En estado normal, o sea con una estructura de perlita laminar, la influencia ya es mucho más importante porque la mayoría de los elementos de aleación afinan la perlita por la disminución del punto de transformación A, y/o por la difusión reducida. Así ocurre un efecto de endurecimiento indirecto a veces incluso un verdadero templeado con enfriamiento al aire, llamado por eso "templado al aire".

De hecho, el efecto global de endurecimiento de un elemento de aleación en acero con estructura perlítica laminar es el resultado de la influencia sobre la ferrita, sobre la cementita y sobre el constituyente perlita. Esto difiere mucho de un elemento a otro. Como ilustración del efecto global de la influencia del Mn en las características de un acero medio-duro con 0.55% C y estructura perlítica laminar, se da la Fig. 4.21. Sin embargo, los aceros aleados al Mn y muchos otros pierden mucho interés práctico porque no son soldables, ya que durante la soldadura se produce un endurecimiento por templeado.

La principal ventaja de los aceros al níquel para aplicaciones a baja temperatura se debe a la disminución de la temperatura de transición de fractura frágil a dúctil por el níquel. El Ni es el único elemento de aleación que mejora la ductilidad del acero y aumenta además la zona de ductilidad hacia temperaturas más bajas.

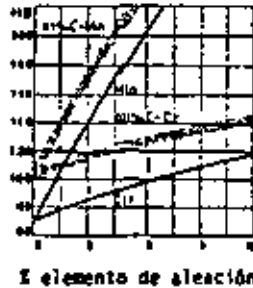


Figura 4.20: Efecto de endurecimiento de los elementos de aleación Mn y Cr en acero suavizado con 0.1 % C y en hierro puro

4. 4.2.2 Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del carburo.

Todos los carburos que se encuentran en el acero son frágiles y duros y los elementos de aleación disueltos en los carburos se los pueden modificar su estabilidad (disminución por Si, Ni, ...; aumento por Cr, Mo, V, ...) y eventualmente su forma y dimensiones. Unos carburos especiales tienen mucha resistencia al desgaste y aumentan entonces la resistencia del acero a la abrasión. Sin embargo los carburos especiales forman sólo en presencia de cantidades suficientemente altas de carbono (Fig. 4.15 a 4.18).



Figura 4.21: Efecto global de Mn sobre las características de acero con 0.55 % C y estructura de partícula laminar

4. 4.3 Influencia de los elementos de aleación sobre la austenitización.

Como ya se mencionó anteriormente, las aplicaciones de aceros aleados en estado suavizado se reducen a unos pocos casos excepcionales. Sin embargo, los aceros aleados con un tratamiento térmico tienen aplicaciones muy importantes en la construcción porque pueden presentar entonces características de alta resistencia en forma homogénea y no como en el caso del acero al carbono, sólo en la capa superficial. Por eso, los tratamientos térmicos de los aceros aleados son de interés primordial y también la primera fase del tratamiento térmico o sea la austenitización.

Ya se discutió el mecanismo de la austenitización para acero al carbono. En principio, para acero aleado el mecanismo es semejante, pero hay unas diferencias cuantitativas con respecto a la composición, homogeneidad y tamaño del grano de la austenita.

4. 4.3.1 Composición de la fase austenítica.

Como ya sabemos, unos elementos aumentan la estabilidad de la zona γ y del hierro puro y otros la reducen. El efecto de un elemento de aleación sobre la zona γ y en el acero depende de la presencia de carbono, pero por otro lado, la solubilidad del carbono en la fase γ depende de los elementos de aleación. La influencia total del elemento de aleación y del carbono sobre la zona difiere mucho según el elemento: si es gammágeno (estabilizador de austenita) o alfaégeno (estabilizador de ferrita) y si es o no, un elemento de carburación. Las Figs. 4.22 a 4.25 representan unos ejemplos de la influencia total del carbono por un lado y de los elementos Mn, Cr, Ti y Si por otro lado, sobre la posición y el tamaño de la zona γ , y entonces sobre la composición de la austenita en equilibrio. La Fig. 4.22 muestra cómo la zona de austenita se reduce poco a poco cuando aumenta la concentración del elemento alfaégeno y no carburante Si, y desaparece finalmente para concentraciones superiores a 8% Si. Además, se puede ver en la Fig. 4.22 que la zona γ se cierra totalmente a partir de un contenido en Si entre 2 y 4%. Es por ejemplo imposible formar austenita en una aleación de 4% Si y 0,7% C.

El elemento Mn es gammágeno, poco carburante y sólo tiene poca influencia sobre la solubilidad del carbono en austenita (Fig. 4.23). Al contrario, el Cr reduce poco a poco la zona γ , la cual desaparece totalmente con aumento de la concentración de este elemento de aleación alfaégeno y de carburación relativamente débil (Fig. 4.24).

La influencia de Ti, alfaégeno y fuerte carburante, aparece en la reducción rápida de la zona γ que desaparece ya a partir de concentraciones de 1% Ti (Fig. 4.25). Eso significa entonces que un acero con 1% Ti ya no puede disolver carbono o que la solubilidad máxima de carbono en austenita es de 0,5% para 0,7% Ti y solamente a la temperatura 1260°C. Si el acero contiene más carbono, este se precipitará en forma de carburos insolubles.

Resumiendo las observaciones anteriores, se concluye que

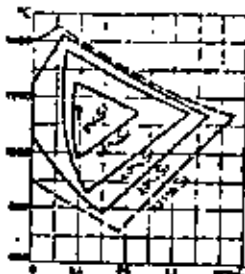


Figura 4.22: Sistema Fe-C-Si : influencia de Si sobre la solubilidad de C en la austenita



Figura 4.23: Sistema Fe-C-Mn : influencia de Mn sobre la solubilidad de C en la austenita

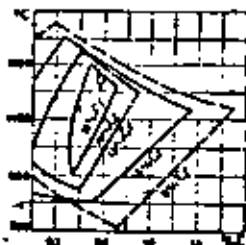


Figura 4.24: Sistema Fe-C-Cr : influencia de Cr sobre la solubilidad de C en la austenita

los elementos carburantes reducen la solubilidad del carbono en la austenita, y eso cada vez más a medida que aumenta el poder carburante del elemento. La consecuencia es que la templabilidad puede ser reducida bastante por concentraciones exageradas de unos elementos de aleación. En relación con la solubilidad de carbono en austenita, y entonces también con la templabilidad, la influencia de elementos análogos como Cr, Mo, V, Ti, ... es aditiva; la influencia de elementos gammágenos y alfaógenos es contraria. La solubilidad reducida de carbono en austenitas, provocada por elementos de aleación se manifiesta también en la concentración eutéctica. Como muestra la Fig.4.1 la concentración eutéctica de carbono está rebajada por los elementos de aleación y sobre todo por unos elementos muy carburantes como W, Mo y Ti.

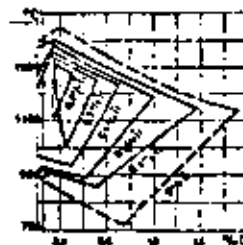


Figura 4.25: Sistema Fe-C-Ti : influencia de Ti sobre la solubilidad de C en austenita

Los elementos gasógenos Ni, Mn y Cu (dentro del rango de solubilidad) rebajan la temperatura eutéctica, mientras que los elementos alogénos pueden a veces aumentarla mucho.

4. 4.3.2 Homogeneidad de la austenita.

Para un acero normal, al carbono, la homogeneización total de la fase austenítica requiere ya relativamente mucho tiempo. El gradiente de carbono, con el cual la fuerza activante de la difusión en la aleación Fe-C es proporcional, disminuye paulatinamente y se reduce finalmente a 0.

En los aceros aleados la homogeneización de la austenita requiere en general un tiempo de recocido mucho más largo, porque la homogeneización no se aplica al átomo de carbono, que difunde rápidamente, sino desde luego también a los átomos más grandes de los elementos de la aleación presentes, que difunden mucho más lentamente.

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

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

En relación con el tiempo y la temperatura necesarios para la austenitización, hay que insistir en la influencia del tamaño de las partículas individuales del carburo y de su forma más o menos regular, ya que carburos grandes, por lo tanto con distancias relativamente grandes entre ellos, significan distancias de difusión superiores y desde luego más tiempo y difusión.

Finalmente, hay que insistir en el hecho, que la disolución de los últimos carburos en aceros aleados ocurre muy lentamente, ya que el corazón de los carburos complejos siempre es más rico

en elementos de aleación formadores de carburos, debido a los fenómenos de microsegregación durante el enfriamiento ulterior.

4. 4.3.3 Crecimiento y tamaño del grano austenítico.

Tanto los carburos no son disueltos como las inclusiones no solubles, son obstáculos al crecimiento del grano, que ocurre siempre cuando se queda una probeta mucho tiempo a temperaturas elevadas, como es necesario para la austenitización de aceros aleados. Durante la austenitización, la observación general es que la austenita no empieza a crecer antes de que los últimos carburos sean disueltos. Tenemos entonces una posibilidad para evitar el crecimiento de grano de la fase austenítica, eligiendo la composición y el tratamiento de la austenita de modo adecuado para obtener así, después del tratamiento, un grano fino con las propiedades favorables correspondientes.

El efecto de las inclusiones no metálicas para impedir el crecimiento del grano, en acero normal (al carbono) o en acero aleado, es solamente de importancia cuando esas inclusiones se encuentran en distribución muy fina. Inclusiones de SiO_2 y sobre todo Al_2O_3 son muy eficaces. El acero ácido Siemens-Martin, por ejemplo, que contiene siempre inclusiones muy dispersas de SiO_2 como producto natural de desoxidación, no es muy sensible al crecimiento del grano austenítico. Sin embargo, aumentando la temperatura del tratamiento de austenitización, el grano crece casi proporcionalmente al aumento de la temperatura, hasta que finalmente desaparece el efecto de las inclusiones de SiO_2 . Un acero desoxidado al aluminio es aun mucho menos sensible al crecimiento del grano austenítico, sobre todo con el contenido residual óptimo de 0,03% Al hasta 930°C y en unos casos aun hasta 1000 ó 1100°C, la fase austenítica resiste totalmente al crecimiento del grano. Eso se debe seguramente a la distribución muy fina de las inclusiones no metálicas, en esta caso del producto de desoxidación Al_2O_3 .

Contenidos residuales en el aluminio superiores al óptimo de 0,03% provocan crecimiento local de granos, lo que se presenta después del enfriamiento como una estructura mezclada de grano fino

y de grano grueso. Este fenómeno se explica por la presencia local de partículas de Al_2O_3 en distribución muy fina y en forma de inclusiones más grandes en otras partes del acero.

4. 4.4 Influencia de los elementos de aleación sobre la templabilidad.

Es posible obtener una dureza determinada en un acero al carbono con contenido en carbono conocido según los métodos siguientes:

1ª. Directamente por la transformación de la austenita en sus productos de descomposición ferrita y cementita a una temperatura determinada que es función de la velocidad de enfriamiento;

2ª. Indirectamente por el templeado a martensita seguido por un revenido a temperatura adecuada.

El acero obtenido según el segundo método tiene en general las mejores propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad.

Debido a la profundidad bastante reducida del templeado (2 a 3 mm), de un acero al carbono, se aplica el segundo método únicamente para las piezas con paredes de espesor pequeño, como por ejemplo alambre de 5 a 6 mm de diámetro. Para obtener una estructura homogénea en toda la masa de un acero no aleado, la misma restricción de tamaño y espesor vale para el primer método.

4. 4.4.1 Concepto de templabilidad.

En general, los elementos de aleación reducen la velocidad crítica de enfriamiento, o sea la velocidad de enfriamiento necesaria para formar martensita. De eso se deriva que para la misma velocidad de enfriamiento la profundidad de templeado (formación de martensita), es superior en un acero aleado que en un acero no aleado. La profundidad de templeado para una velocidad de enfriamiento determinada desde la zona austenítica, es una medida para la templabilidad. Sin embargo, no es fácil dar una definición cuantitativa y siempre válida de la templabilidad, pues: ¿Qué se entiende por profundidad

de temple? ¿Cuál es la velocidad de enfriamiento que hay que utilizar en una prueba de templabilidad? ¿Cuáles son las condiciones válidas para todas las variedades de aceros y probetas de tamaños diferentes?

Como criterio de profundidad, se acepta muchas veces la distancia entre la superficie y el límite medio martensítico, basándose en el hecho de que el cambio en dureza en la zona de transición entre la martensita y la perlita es más pronunciada entre 60 y 40% de martensita. Según este criterio se llega entonces a una templabilidad total cuando el centro contiene un mínimo de 50% de martensita. El método normal para determinar la templabilidad es la medición de la profundidad de temple en una probeta redonda.

Sin embargo, si el acero tiene una profundidad de templeado superior al radio de la probeta, la templabilidad según el método que acabamos de describir ya no puede ser determinada. Un método muy convincente en este caso es la prueba de punta templada según Jominy. En esta prueba una barra redonda de tamaño especificado ($4'' \phi 1''$) es calentada para formar austenita y después la punta es templada con un chorro de agua de velocidad y presión especificada. Los valores de la dureza a lo largo del gradiente de rapidez de enfriamiento son determinadas en un probador de dureza Rockwell y se traza una "curva de templabilidad". Como medida de la templabilidad se utiliza también la distancia entre la punta templada y el límite semimartensítico.

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

- 1) Aceros aleados con C inferior a 0,55% siempre contienen austenita residual en la zona templada o martensítica y;
- 2) El contenido en C es generalmente más bajo.

De todos los elementos, el carbono es el principal para elevar la dureza martensítica; así, templando una aleación de 10% Cr y 0,02% C se obtiene una martensita casi libre de carbono con una dureza de 35 Rc, contra 50 Rc para un acero al carbono de 0,35% C.

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

En resumen se puede concluir que la profundidad de penetración de templado martensítico con un enfriamiento relativamente rápido (por ejemplo: en aceite) y la dureza martensítica que todavía puede obtenerse con un enfriamiento relativamente lento (por ejemplo: en aire) son los criterios para la templabilidad y no la dureza intrínseca del constituyente martensítico.

4. 4.4.2 Factores de influencia sobre la templabilidad.

El principal factor de influencia es sin duda la composición de la fase austenítica en el momento del comienzo del enfriamiento. Además son factores de influencia sobre la templabilidad: la homogeneidad de la austenita, el tamaño del grano austenítico, los carburos, los nitruros no disueltos, las inclusiones no metálicas. Una composición heterogénea de la austenita significa estabilidad diferente en la austenita y más probabilidad de descomposición en la zona A_r de las zonas austeníticas menos estables.

Como ya se mencionó antes, el tamaño del grano austenítico en el momento del templado es un factor importante, ya que la disociación final de austenita en perlita se nuclea por medio de los núcleos de cementita que se forman en la zona A_r o que ya existen, de preferencia en los límites de grano, ya que la energía de superficie es proporcional a su área.

Para iguales composiciones de acero y de la austenita en

el momento del templado, el acero con el grano austenítico superior tendrá la mayor templabilidad. La diferencia en templabilidad debido al grano austenítico puede ser muy importante.

De manera análoga, la templabilidad disminuye por inclusiones no metálicas y constituyentes no disueltos como carburos o nitruros; esas mismas partículas tienen un efecto doble y hasta triple:

1º. Forman siempre una superficie y facilitan entonces la nucleación de la cementita.

2º. Pueden servir eventualmente de núcleos, lo que sobre todo es el caso para los carburos, y

3º. Reducen el crecimiento del grano austenítico.

Los tres efectos provocan una pérdida de templabilidad.

4. 4.4.3 Influencia específica de los elementos de aleación.

Para comparar entre sí la influencia específica de los elementos de aleación, hay que considerar su concentración disuelta en la austenita, para un tamaño de grano austenítico igual y con inclusiones en la misma cantidad, clase, forma y distribución. Con excepción del cobalto, todos los elementos disueltos en la austenita aumentan su templabilidad, pero con efecto muy diferente.

El efecto único del cobalto es muy extraño y no se ha podido explicar hasta ahora.

Los principales elementos para la templabilidad son seguramente: Ni, Mn, Cr, Mo, y V. Los primeros dos son elementos que aumentan mucho la estabilidad de la austenita y su acción se debe sobre todo a la reducción de la temperatura de transformación $\gamma-\alpha$. Con un contenido suficiente de Ni o Mn es posible incluso reprimir totalmente la transformación, de modo que la austenita se queda metaestable.

ble hasta temperatura ambiente. Sin embargo el Ni solo, o sea sin e lementos de la serie de formadores de carburos como Cr, Mo, V, tiene poco efecto sobre la templabilidad. El desplazamiento de la rodilla periférica hacia la derecha en el diagrama TTT es relativamente pequeño en comparación con el desplazamiento provocado por bajas concentraciones en Mo (0,5 a 1%).

Mo, Cr y V son elementos de templabilidad muy profunda pero relativamente poco solubles en la austenita. El efecto del cromo sobre la templabilidad aumenta bastante regularmente con el aumento en contenido en Cr; el efecto del Mo es en principio muy fuerte, mucho más fuerte que el Cr, pero disminuye mucho arriba de 1%.

La Fig. 4.26 muestra el efecto de diferentes concentraciones de Cr y de Mo sobre la templabilidad de un acero con 0,35% C.

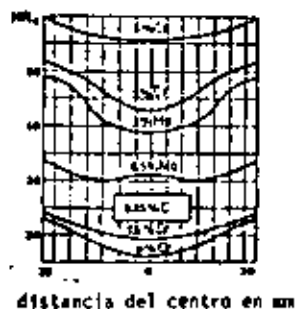


Figura 4.25: Influencia de los elementos Cr y Mo sobre la templabilidad (endurecibilidad) de acero con 0,35 % C (Ø 40 mm, temple en aceite)

Sin embargo, se obtiene la mejor templabilidad por medio de combinaciones de Ni con uno o varios de los elementos de la serie Cr, Mo, y V. Así es posible llegar a un templado total en una barra de 100 cm. de diámetro por enfriamiento en aceite de un acero al Cr-Ni con Cr = 1,50%, Ni = 3,50% y C = 0,42% (nivel de dureza RC = 57-55).

superficie: 57-RC y corazón de la barra RC = 55).

En relación con la influencia de los elementos muy carburantes Cr, V, Mo, V ... sobre la templabilidad del acero, hay que tener en cuenta la solubilidad de los carburos en la austenita: aunque esos elementos son de templabilidad muy profunda, solamente pueden funcionar como tal si están en solución en la austenita en el momento del templado. Los mismos elementos, en forma de carburos disueltos, tienen al contrario un efecto negativo sobre la templabilidad, debido al crecimiento reducido del grano austenítico y al efecto de nucleación y de superficie. Además, esos elementos retiran una parte del carbono de la austenita, de modo que en su forma de carburos no disueltos, no solo reducen la templabilidad, sino además la dureza martensítica. Esto significa que los factores tiempo y temperatura son de importancia primordial durante la austenitización que antecede al templado, o sea en endurecimiento del acero.

4.4.5 Influencia de los elementos de aleación sobre el revenido del acero.

No es usual utilizar el acero en el estado de templado y tal, o sea sin ningún revenido. La fragilidad de la martensita no revenida y el estado de tensiones como consecuencia del enfriamiento brusco y por eso irregular de la pieza representan un peligro de fractura tan grande, que el revenido se aplica siempre, aun en los casos en los cuales se desea la dureza máxima para una determinada aplicación. El objetivo del revenido casi nunca es bajar la dureza (lo que ocurre inevitablemente) sino más bien reducir el estado de tensiones internas y mejorar las propiedades de tenacidad y ductilidad del acero.

La suavización de un acero templado se realiza paulatinamente con el aumento en temperatura y tiempo por la precipitación y el crecimiento paulatino de las partículas precipitadas. La suavización que lo acompaña se representa en la Fig. 4.27.

Acero aleados con contenidos regulares de elementos no carburantes como Ni y Si, o del elemento de ligera carburación Mn, tienen curvas de revenido análogas a las representadas en las Fig.

4.27 y 4.28 para un acero normal al carbono con 0,35% C.

En esta última figura, la influencia de tiempos de revenido muy largos a diferentes temperaturas aparece en la suavización provocada por la coagulación progresiva de las partículas de carburo

Contrariamente al transcurso de las curvas de revenido mostrado en las Figs. 4.27 y 4.26, las curvas de revenido de la mayoría de los aceros aleados presentan anomalías de revenido, las cuales son de interés primordial en relación con su tratamiento térmico y especialmente con tratamiento de revenido.

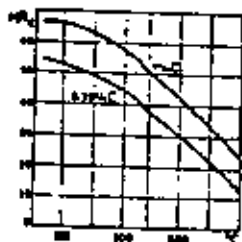


Figura 4.27: Ablandamiento de acero templado, en función de la temperatura de revenido, para tiempo de revenido constante (1 hora)

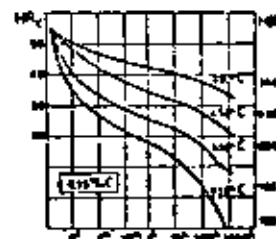


Figura 4.28: Influencia del tiempo de revenido, para diferentes temperaturas de revenido, sobre el ablandamiento de un acero con 0,35 % C

Según su composición, los aceros aleados pueden contener sustenita residual después del templado, o una tendencia especial a formar carburos especiales. En ambos casos, pero especialmente en el segundo, la forma de la curva de revenido se modifica bastante.

4. 4.5.1 Relación entre los elementos de aleación y endurecimiento secundario.

Mientras ocurre una suavización progresiva durante el revenido de un acero normal al carbono, varios aceros aleados presentan un fenómeno de endurecimiento a una determinada temperatura de revenido. Ese fenómeno se denomina "endurecimiento secundario".

Durante el templeado de variedades de acero con alto carbono, especialmente aquellos que contienen además Ni, o un contenido en Mn superior al normal, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ no termina totalmente, sino que además de la transformación de la martensita, se conserva austenita residual. Cantidades de austenita residual de 10 a 25% ocurren muy a menudo en tales aceros y la dureza, o mejor, la dureza media, no depende mucho de la presencia de la austenita más suave.

Eso se explica en parte por la transformación de la austenita residual a martensita debido a la deformación en frío durante la medición de la dureza.

Durante el revenido, la austenita residual se transforma primero en bainita y a temperaturas de revenido más altas en los productos de disociación ferrita y perlita, como también ocurre con la martensita.

Se pensaba originalmente que el denominado endurecimiento secundario que ocurre en unos aceros templados, se debía a la transformación de la austenita residual. Parece que eso no es la causa, ya que por un revenido breve de la martensita a temperatura relativamente baja, como por ejemplo 150°C, se manifiesta una suavización mientras que la austenita residual se queda prácticamente invariable durante un revenido breve debajo de 200°C.

Es a partir de temperaturas superiores, entre 240 y 300°C que la austenita residual se transforma, como se puede verificar fácilmente por el aumento de volumen que acompaña esa transformación.

Sin embargo, en general la curva de revenido no tiene la

anomalía correspondiente con excepción del caso de aceros altamente aleados, que se quedaron austeníticos después del temple desde temperaturas muy elevadas (Fig. 4.29).

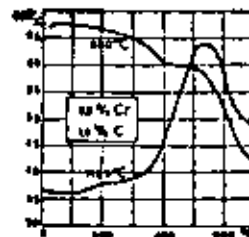


Figura 4.29: Curvas de revenido de acero con 1.8 % C y 6 % Cr, templado a 900 y 1100 °C, resp.

Hay que observar que no ocurre un ablandamiento debajo de 500°C durante el revenido de este acero al carbono de alto carbono y de relativamente alta aleación, que se templó desde 1100°C y se quedó por eso principalmente austenítica.

Sin embargo, el endurecimiento secundario ocurre también sin la presencia de austenita residual. Esto se observa en las curvas de revenido de aceros aleados con un contenido bajo o mediano en carbono, los cuales solo contienen trazas o nada en absoluto de austenita residual. La Fig. 4.30 representa las curvas de revenido de aceros al carbono con contenidos diferentes en carbono y un contenido en carbono de 0,35%.

La inclinación de las curvas de revenido muestra claramente que a partir de 2% Cr un endurecimiento secundario aparece en la zona de temperatura de 350 a 450°C. Sin embargo, las curvas siguen disminuyendo por el traslape de dos efectos: Ablandamiento y Endurecimiento Secundario se vuelve más importante. Sin embargo, el a-



Figura 4.30: Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al cromo con 0.35 % C

cero con 12% Cr, muy utilizado para la producción de cuchillos, con tiene austenita residual después del templeado, como puede deducir de la dureza inicial inferior a la de los demás aceros de la serie.

Los elementos formando carburos y llevando una templeabilidad profunda, no retienen tanta austenita residual y provocan un endurecimiento secundario, el cual aumenta conforme lo hace el carácter carburante de los elementos de aleación, como aparece en la comparación de la influencia del Cr y del Mo (Figs. 4.30 y 4.31).

Se observa que el Mo, teniendo más fuerza de carburación que el Cr, no solo es más efectivo que el Cr, sino que además provoca un endurecimiento secundario a temperaturas superiores, lo que es muy importante para varias aplicaciones.

El efecto simultáneo de Mo y Cr es bastante extraño (Fig. 4.32): Aceros al Cr-Mo, con aproximadamente 4% de Cr, conservan parcialmente su dureza y una resistencia excepcional, casi en pro-

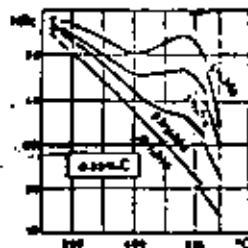


Figura 4.31: Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al Mo con 0.35 % C

porción con el contenido en Mo, y eso en una zona de temperatura hasta más de 500°C.

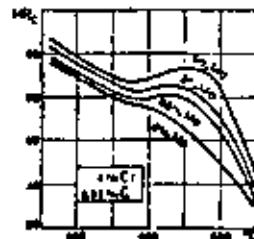


Figura 4.32: Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al Cr y Mo con 4 % Cr y 0.35 % C

Vanadio, elemento aun más carburante que el Mo, proporciona, en contenidos análogos, aun más resistencia al ablandamiento por revenido. Eso aparece en la Fig. 4.33, en la cual el efecto de 0.27% V ya se ve claramente cerca de 550°C. Desde luego, para llegar a dicho efecto, es preciso que el elemento Vanadio se disuelva durante el tratamiento de austenitización que antecede al temple. La Fig. 4.33 muestra además la influencia de 6% V y, por comparación, la curva de revenido del acero clásico 18-4-1 para herramienta de corte rápido, (18% W, 4% Cr, 1% V).

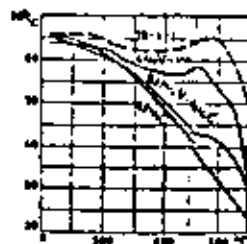


Figura 4.33: Influencia de V sobre las curvas de revenido de acero de alto carbono, curvas de revenido de acero rápido para herramienta, tipo 18-4-1

4. 4.5.2 Mecanismo de endurecimiento secundario.

El pequeño átomo de carbono puede difundir rápidamente a temperaturas cerca de 350°C, temperatura a la cual la dureza de un acero eutectoide templado disminuye de 10 a 15 Rockwell C en unas horas. Tal ablandamiento es la consecuencia de la formación y del crecimiento de las partículas de Fe₃C, necesitando solamente una difusión de C por distancias relativamente pequeñas. Durante el crecimiento de determinadas partículas hasta dimensiones todavía debajo de la posible observación con microscopio óptico desaparecen otras partículas irreversiblemente. Ese proceso sigue con el aumento de la temperatura de revenido, para llegar finalmente al estado de recocido de suavización, con una estructura de matriz ferrítica con partículas más o menos globulares de cementita en número reducido pero de tamaño superior en comparación con el estado a 350°C.

En presencia de una concentración suficiente de elementos

de aleación formando carburos se reduce mucho el ablandamiento por revenido e incluso puede ocurrir un endurecimiento. Sin embargo, a mayor temperatura ocurre finalmente un ablandamiento considerable. Se trata aquí sin duda de un fenómeno complejo de endurecimiento por precipitación, provocado por la dispersión crítica de las partículas de carburo de esos elementos de aleación carburantes. La difusión por corta distancia de esos elementos solo empieza cerca de 500°C y su difusión es necesaria para la formación de las partículas de carburos. Esa descripción del fenómeno explica también porque es necesario que los elementos estén casi totalmente disueltos en la matriz austenítica, antes de que puedan provocar un endurecimiento por dispersión. Por otro lado se puede constatar que, como para cada proceso de endurecimiento por dispersión, ambos factores, temperatura y tiempo tienen una importante influencia recíproca. Desde determinadas temperaturas, en función del tipo de aleación un envejecimiento con duración exagerada y alta temperatura provoca finalmente un sobre-envejecimiento. La Fig. 4.34 muestra que el sobre-envejecimiento, o sea el comienzo de ablandamiento final, es alcanzado después de unos minutos a 650°C, de unas horas a 550°C y tal vez nunca a 450°C, caso en el cual el máximo del endurecimiento secundario solo aparece después de 1000 horas. Tales aceros tienen entonces una buena resistencia a la termofluencia a temperaturas debajo de la del sobre-envejecimiento para el período de tiempo considerado.



Figura 4.34: Sobreendurecimiento en función del tiempo para diferentes temperaturas, revenido isotérmico de acero Temple 0.35 % C - 5 % Mn

4.5 Transformaciones y propiedades mecánicas de la ferrita.

Todas las transformaciones de las aleaciones Fe-C tratadas hasta ahora se relacionaban con la transformación $\gamma-\alpha$. Los aceros extra suaves que son totalmente ferríticos a temperatura ambiente eran excluidos a priori. Sin embargo, también en la solución sólida pueden ocurrir ciertas transformaciones debajo de la temperatura A_1 , las cuales dependen del contenido en carbono y pueden influir en las propiedades mecánicas. A pesar de su solubilidad limitada, el carbono puede modificar las propiedades de la ferrita de tres maneras:

- Endurecimiento por solución sólida
- Endurecimiento por precipitación
- precipitación de Fe_3C como cementita en límites de grano.

La formación de cementita en límites de grano ya se discutió anteriormente.

4.5.1 La influencia del carbono disuelto.

La solubilidad del carbono en hierro α' no sólo es mucho menor que el hierro γ , sino que además el espacio disponible en la red es mucho menos propicio. Para un elemento en solución intersticial en una red cúbica centrada en el cuerpo solamente hay un lugar en el centro de los planos cúbicos y de las aristas cúbicas, de modo que la red ya se forma con bajas concentraciones de carbono. Es to aparece en forma de una deformación de la red, la cual es análoga, pero mucho menos importante que la de la martensita tetragonal, mientras que el parámetro de la red aumenta ligeramente (0,025% con 0,015% C). Sin embargo, el endurecimiento por solución sólida es muy débil, ya que la solubilidad del carbono en ferrita a temperatura ambiente es muy reducida, pero una consecuencia indirecta de la dificultad de la solución de átomos de carbono en la red es que el carbono se ubica de preferencia en los puntos de defectos de la red o en las zonas en tensión cerca de las dislocaciones, lo que aumenta mucho el efecto de pequeñas adiciones de carbono sobre las propiedades mecánicas. Esta distribución heterogénea de carbono puede

4.5.2 Aglomeraciones y vendados de precipitación.

4.5.2.1 Influencia sobre el límite elástico (σ_E)

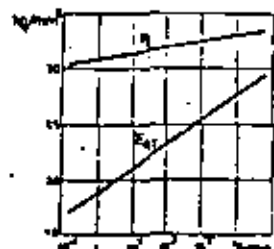


Figura 4.36: Resistencia a la ruptura y a la fluencia de un acero extra-suave (0,06 % C) en relación con la velocidad de deformación (s/min)

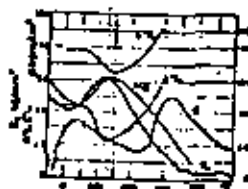


Figura 4.37: Fenómeno de envejecimiento después de la deformación en frío

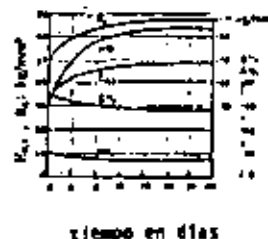


Figura 4.38: Variación de las propiedades mecánicas de acero ferrítico por envejecimiento a temperatura ambiente después de un enfriamiento rápido (templado) desde 680 °C

ser considerada como aglomeración que forma la transición a la precipitación.

El anclaje de las dislocaciones por las aglomeraciones de átomos de carbono aparece sobre todo en el límite elástico, o sea en la resistencia a la deformación plástica. Mientras que en el hierro puro y demás aceros en los que el carbono está ligado por elementos formando carburos, no aparece un límite elástico muy pronunciado (por esto se usa 0,2 = tensión para una deformación plástica de 0,2%), un límite agudo ocurre en la ferrita de grano fino y saturada de carbono.

Además, el valor del límite elástico y en menor grado el valor de la resistencia a la ruptura dependen de la velocidad de deformación (Fig. 4.35). Esto se explica por el hecho de que el desplazamiento de las dislocaciones está determinado por la difusión de los átomos de carbono y depende entonces del tiempo.

A mayores temperaturas, la difusión del carbono puede seguir más fácilmente la deformación, de modo que el endurecimiento y el límite elástico agudo solo aparece con grandes velocidades de deformación.

4.3.2.2 Envejecimiento después de templado.

Durante el enfriamiento lento de la ferrita saturada en carbono, se precipita cementita según la línea PQ del diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C en forma de cementita de límites de grano. Esta precipitación se evita templando en agua, obteniendo así una solución sobresaturada de carbono en hierro. Sin embargo, la velocidad de difusión del carbono a temperatura ambiente aun es suficiente para provocar una precipitación lenta de carburos submicroscópicos, que aumentan la dureza, la resistencia a la ruptura y el límite elástico, mientras que la elongación, la estricción y la tenacidad se reducen. (Fig. 4.36).

Esta precipitación se acelera a temperatura más elevada, de modo que a 50°C los mismos valores como en la Fig. 4.36 se alcanzan después de unas horas. Cambios en la mayoría de las propiedades físicas acompañan esas precipitaciones; Conductividad e-

léctrica y térmica, amortiguamiento, propiedades magnéticas, etc.

4.3.2.3 Envejecimiento por deformación en frío.

Igual como ocurre para la recristalización, el envejecimiento después del templado es mucho más rápido, después de una deformación en frío.

Aun el acero no templado conteniendo carbono (o nitrógeno que es totalmente análogo debido a la formación de Fe₄N) demuestra importantes fenómenos de envejecimiento después de una deformación en frío, los cuales dependen mucho de la temperatura. Mientras que en el hierro puro, el límite elástico y la resistencia a la ruptura disminuyen en forma continua cuando la temperatura aumenta, estos valores para aceros sensibles al envejecimiento aumentan desde 25 hasta 250-300°C y disminuyen después. En la zona de temperatura cerca de 300°C, las propiedades de ductilidad presentan un mínimo, lo que lleva a la denominación "fragilización azul" debido al color azul típico del acero calentado a esa temperatura (formación de capa delgada de óxido), Fig. 4.37.

A pesar de que el mecanismo de interacción con el carbono y el nitrógeno durante el envejecimiento y la fragilización azul son análogos, la influencia del nitrógeno es más importante que la del carbono, debido a la mayor solubilidad (0,10% de nitrógeno; 0,018% de carbono) y de la mayor velocidad de difusión a temperatura ambiente.

Se puede reducir el efecto del nitrógeno en el acero añadiendo Al que forma nitruros estables. Por otro lado en la producción de acero se trata esencialmente de producir acero extra suave con contenido en nitrógeno muy bajo utilizando procedimientos especiales (O₂-H₂O; BOP, etc...). Con estos aceros se hacen diferentes pruebas de envejecimiento, por ejemplo se comparan las propiedades mecánicas después de un templado a 650°C, las propiedades después de un templado desde la misma temperatura seguido por una determinada deformación en frío (por ej: 10%) y un envejecimiento artificial de media hora a 250°C.

Además, la temperatura de transición de ruptura dúctil a frágil aumenta por envejecimiento de modo que su determinación después de un envejecimiento artificial también puede servir de medida para la sensibilidad al envejecimiento de un determinado acero.

•
•
•
•

•

•

•

•

•



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO

Ing. José Pappaterra Caballero

JUNIO, 1982

CAPITULO V

5. TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO.

INDICE

5.1	Procedimientos de recocido	5-1
5.1.1	Recocido completo	5-1
5.1.1.1	Generalidades	5-1
5.1.1.2	Condiciones para un recocido exitoso	5-2
5.1.2	Recocido de difusión o de homogeneización	5-7
5.1.3	Recocido de suavización (ablandamiento)	5-13
5.1.4	Normalización	5-16
5.1.5	Proceso de recocido	5-21
5.1.6	Recocido isotérmico	5-21
5.1.7	Terminología del recocido	5-22
5.2	El temple y conceptos relacionados	5-24
5.2.1	Introducción	5-24
5.2.2	Temperatura de austenitización	5-24
5.2.3	Variables principales	5-27
5.2.4	Medios de temple	5-28
5.2.5	Mecanismo del temple	5-29
5.2.6	Temperatura del medio de temple	5-34
5.2.7	Temperatura de la pieza de trabajo	5-34
5.2.8	Evaluación de severidad de temple	5-34
5.2.9	Comparación de los medios de temple	5-37
5.2.10	La templeabilidad	5-40
5.2.10.1	La prueba Jominy	5-44
5.2.10.2	Uso de los datos de templeabilidad	5-48
5.3	El revenido del acero	5-58
5.3.1	Generalidades	5-58
5.3.2	Variables principales	5-62
5.3.3	Aceros al carbono	5-68
5.3.4	Aceros aleados	5-68
5.3.5	Efecto de la microestructura previa	5-68
5.3.6	Equipo para revenido	5-70
5.3.7	Revenidos especiales	5-74
5.3.8	Fragilidad de revenido	5-75
5.3.9	Temple desde la temperatura de revenido	5-76

3. TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL ACERO

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las numerosas transformaciones estructurales que el acero experimenta bajo la influencia de las transformaciones alotrópicas y de los procedimientos de recristalización y de difusión. Estos tratamientos térmicos pueden ser clasificados en tres grupos principales:

- Los Recocidos.
- Los Temples y otros procesos de endurecimiento; y
- El Revenido.

3.1. Procedimientos de recocido

Los procedimientos de recocido a su vez pueden ser clasificados en recocido completo, recocido de difusión, recocido de ablandamiento (esferoidización), normalización (normalizado) y proceso de recocido.

3.1.1. Recocido completo.

3.1.1.1 Generalidades.

El acero es recocido para reducir su dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura deseada o para obtener propiedades mecánicas, físicas y otras deseadas. Cuando se aplica a aleaciones ferrosas, el término recocido implica un recocido completo. El recocido completo está definido como el recocido de una aleación ferrosa austenitizada y luego enfriada lentamente a través del rango de transformación

Cuando otro método que no sea aquél de un recocido completo, se aplica, los términos que deben ser usados para identificar el método de recocido o la condición del material después del tratamiento son los siguientes: Recocido negro, recocido azul, recocido en caja, recocido brillante, recocido de flama, recocido isotérmico, proceso de recocido, recocido de recristalización, recocido suave, recocido de acabado, recocido intermedio y esferoidización, los cuales se discutirán más adelante.

3.1.1.2. Condiciones para un recocido exitoso.

El recocido depende casi enteramente de dos factores:

a) La formación de austenita.

b) La subsecuente transformación de la austenita a temperaturas subcríticas altas. Cuanto más cuidadosamente sean controlados estos factores más exitoso será el recocido.

Después del forjado o rolado el acero consiste en ferrita y carburo en mezcla que varían de acuerdo a la composición del acero, las temperaturas finales y las condiciones de enfriamiento. Todas estas estructuras pueden ser convertidas en austenita calentando el acero a una temperatura mayor de la crítica, por ejemplo, en aceros hipoeutectoides aproximadamente 30°C arriba de la línea crítica A_3 .

El refinamiento de grano para un acero hipoeutectoide ocurrirá cerca de 28°C arriba de la línea crítica inferior $A_{3,1}$. Calentando arriba de esta temperatura, hará el tamaño del grano mayor que, en el enfriamiento se transformará en áreas perlíticas grandes. La microestructura del acero hipoeutectoide recocido consistirá de áreas de perlita laminar gruesa rodeadas de una red de cementita proeutectoide. Debido a que esta red de cementita es frágil y tiende a ser un plano de debilidad, el recocido no debe ser nunca un tratamiento térmico final para aceros hipereutectoides. La presencia de un límite de grano grueso y duro dará como resultado también una mala maquinabilidad.

Aunque la austenita se empieza a formar tan pronto como la temperatura del acero excede la crítica, la estructura del acero no es por ningún motivo enteramente austenítica tan pronto como se alcanza la temperatura crítica. A temperaturas de austenitización bajas, la estructura consiste de austenita más carburos o ferrita, o aun ambos, dependiendo de la composición del acero y del tiempo a la temperatura.

En los aceros hipereutectoides, los carburos se disuelven bastante rápidamente en la austenita a temperaturas de austenitización relativamente bajas. En aceros hipereutectoides, los carburos no se disuelven a temperaturas de austenitización bajas, pero pueden aglomerarse.

Conforme se aumenta la temperatura de austenitización, la estructura del acero se hace más homogénea: más ferrita se convierte en austenita en los aceros hipereutectoides y más carburo se disuelve en austenita en los aceros hipereutectoides. En acero de alto carbono, como el inoxidable 430, y en muchos aceros hipereutectoides, tales como el acero rápido, la estructura no se hace nunca completamente homogénea, pero siempre consiste ya sea de austenita y ferrita o de austenita y carburo. Este grado de homogeneidad es un condición importante en el desarrollo de estructuras recocidas y es la base para la primera regla de recocido:

Regla 1.- "Cuanto más homogénea sea la estructura del acero austenitizado, tanto más laminar será la estructura del acero recocido. Inversamente, cuanto más heterogénea sea la estructura del acero austenítico, tanto más esférico será la estructura recocida".

La regla 1 puede ser también dada como sigue: cuanto mayor sea la temperatura de austenitización, tanto mayor es la tendencia de la estructura del acero recocido a ser laminar, mientras que cuanto más cerca se encuentre la temperatura de austenitización a la temperatura crítica, tanto mayor será la tendencia de la estructura del acero recocido a ser esférico.

La austenita formada a partir de la ferrita y el carburo cuando el acero es calentado arriba de su temperatura crítica, se transforma nuevamente en ferrita y carburo cuando el acero se enfría debajo de la crítica. Esta transformación es un proceso relativamente a otras temperaturas. El producto de transformación (que es la mezcla de ferrita y carburo que resulta de la transformación de la austenita y constituye la estructura final del acero recocido) depende grandemente de la temperatura a la cual se transforma la austenita.

Si se permite que la austenita se transforme a temperaturas apenas por debajo de la crítica (por ejemplo: a menos de 15°C), el producto puede ser carburos esféricos relativamente bastos, o perlita laminar basta, dependiendo de la composición del acero y a la temperatura a la cual el acero fue calentado. Por lo tanto, a temperaturas apenas debajo de la crítica, una austenita heterogénea se transformará en una estructura laminar. El producto formado a temperaturas apenas debajo de la crítica es muy suave. Sin embargo, el tiempo requerido para que la austenita se transforme completamente a temperaturas apenas por debajo de la crítica es generalmente bastante largo, en algunas ocasiones, días o semanas.

Quando la austenita se transforma a temperaturas de 30 a 60 °C debajo de la crítica, el producto de transformación es más duro y menos basto que aquel formado a apenas por debajo de la crítica y el tiempo requerido para que se complete la transformación es menor. Además, a la temperatura menor, el producto de transformación en muchos aceros bajo aleados tiene una mayor tendencia a ser laminar en lugar de esférico, aun cuando la austenita era heterogénea antes de que comenzara la transformación.

A temperaturas aun menores, el producto es una mezcla mucho más densa de ferrita y carburo y tiene aun mayor dureza. En muchos aceros, el tiempo para que se complete la transformación decrece con la temperatura decreciente hasta un mínimo de cerca de 50 a 120°C debajo de la crítica y luego aumenta nuevamente a temperaturas menores. En otros, notablemente en aceros al carbono y los aceros de construcción de mayor contenido de manganeso y en los de mayor contenido de níquel, la temperatura de más rápida transformación es de cerca de 225 a 280°C debajo de la crítica.

Estos hechos son la base para las reglas dos y tres del recocido:

Regla 2.- Para desarrollar la condición más suave en el acero, austenitice a una menor temperatura de 50°C arriba de la crítica y transforme una temperatura menor de 56°C debajo de la crítica

Regla 3.- Debido a que el tiempo para llevar a cabo una transformación completa a una temperatura menor de 60°C debajo de

la crítica pueda ser muy largo, permita que la mayor parte de la transformación se lleve a cabo a una temperatura mayor, donde un producto suave se forma y termine la transformación a una temperatura menor, donde el tiempo para que se complete la transformación es corto.

Luego que el acero ha sido austenitizado a una temperatura generalmente cerca de 60°C arriba de la crítica, debe ser enfriado a la temperatura de transformación generalmente 60°C debajo de la crítica. Muy poco cambio puede llevarse a cabo en la estructura del acero durante el enfriamiento sobre un rango de cerca de 120°C. En los aceros hipoeutectoides algo de ferrita puede separarse de la austenita durante el enfriamiento lento a la temperatura de transformación, antes de que ocurra la transformación ferrita cementita. Esta ferrita generalmente ocurre en bandas, pero puede ocurrir como una red en los límites de grano de la austenita. Desde el punto de vista de la maquinabilidad, la presencia de una gran cantidad de ferrita libre en el acero recocido es indeseable y debe mantenerse al mínimo. En los aceros hipereutectoides los carburos pueden separarse de la austenita durante el enfriamiento a la temperatura de transformación, pero ordinariamente esto no ocurre.

Debido a que nada de importancia ocurre para el éxito de la operación de recocido durante el enfriamiento entre las temperaturas de austenitización y la de transformación, la cuarta regla del recocido es:

Regla 4.- Después de que el acero ha sido austenitizado, enfrielo tan rápidamente como sea posible a la temperatura de transformación con el fin de decrecer el tiempo total de la operación de recocido.

Si se utiliza un horno de mufla, puede ser posible enfriar el horno meramente cerrando las unidades de calefacción. En un horno continuo, sería posible mover el acero directamente desde la zona de temperatura de austenitización a la temperatura de transformación.

5-3

Luego que la estructura se ha transformado completamente, no hay consecuencias posteriores que puedan ocurrir en el acero durante el enfriamiento desde la temperatura de transformación a la temperatura ambiente. Un enfriamiento extremadamente lento puede causar cierta aglomeración de carburos y consecuentemente cierta suavidad ligera posterior al acero, pero el efecto es despreciable en comparación con los resultados obtenidos por medio de la transformación a alta temperatura. El hecho es que después que la austenita se transforma completamente, aun cuando la transformación puede ser a temperaturas tan altas como 760 a 790°C (como lo es en muchos aceros de alta aleación como el acero rápido), el acero puede templarse en agua sin afectar la estructura o la dureza del acero recocido. Por ello, la quinta regla del recocido es:

Regla 5.- Después de que el acero se ha transformado completamente, a una temperatura que produce la microestructura y dureza deseada, enfríe el acero a la temperatura ambiente tan rápido como sea posible, para decrecer más el tiempo total de la operación de recocido.

En muchas operaciones de recocido, durante el enfriamiento desde la temperatura de transformación a la temperatura ambiente es costumbre meramente cerrar las unidades de calefacción, abrir las puertas del horno hasta que el acero esté lo suficientemente frío para ser manejado. En un horno continuo sería posible mover el acero directamente desde la zona de temperatura de transformación a una zona fría o aun en un baño de agua.

Finalmente existen dos reglas suplementarias para el recocido:

Regla 6.- Para asegurar un mínimo de perlita laminar en la estructura de aceros para herramientas de 0,70 a 0,90% de carbono recocido, precaliente el acero por varias horas a una temperatura de cerca de 30°C debajo de la crítica, antes que el acero sea austenitizado, luego austenice y transforme como de costumbre.

Regla 7.- Para obtener el mínimo de dureza en aceros aleados para herramientas hipereutectoides recocidos, caliente el acero por un tiempo largo, cerca de 10 a 15 horas, a la temperatura de

austenitización y transforme como de costumbre.

Ambos procedimientos tienden a establecer en la austenita carburos residuales que sirven como núcleos para la formación de carburos esferoidales burdos durante la subsecuente transformación de la austenita.

Estas siete reglas destacan que dos pasos importantes en el recocido del acero son: (a) calentar para formar austenita y (b) mantener consecuentemente en el extremo superior de la región subcrítica para transformar en austenita.

5.1.2 Recocido de difusión o de homogeneización.

Como el nombre "recocido de difusión" ya lo indica, se utiliza el fenómeno de la difusión para obtener un material homogéneo (segunda denominación: "recocido de homogeneización"). El objeto del recocido de difusión es reducir la heterogeneidad química provocada por la solidificación. Esta heterogeneidad es la consecuencia de la segregación cristalina y en bloque. El recocido de difusión se aplica por ejemplo en los lingotes de acero durante el calentamiento como preparación al forjado y laminado.

Como la velocidad de difusión es una función exponencial de la temperatura, se hará el recocido de difusión a las temperaturas más altas posible. La influencia de tal procedimiento sobre las diferentes segregaciones dependen sobre todo de las diferencias en concentración, de las distancias de difusión y además de la velocidad de difusión de los diferentes elementos. A escala cristalina, la segregación de los elementos solubles desaparece rápidamente, ya que las diferencias de concentración y las distancias de difusión son pequeñas. La segregación en bloque de los elementos solubles será más difícil de eliminar debido a las mayores distancias de difusión. Desde luego la heterogeneidad debida a precipitaciones de fases no solubles en el estado sólido no puede ser eliminada.

El recocido de difusión también puede ser utilizado para reducir simultáneamente la heterogeneidad química y mecánica de un

En las páginas siguientes se dan unas tablas en las cuales aparecen las temperaturas adecuadas para llevar a cabo el recocido completo de varios tipos de acero.

Temperaturas y ciclos de enfriamiento recomendados para el recocido completo de pequeños forjados de acero al carbono (de : "Metals Handbook ")

Steel	Annealing temperature, °F	Cooling cycle ^(b)		Brinell hardness range
		From, °F	To, °F	
1018 ...	1575 to 1650	1575	1300	111 to 149
1020 ...	1575 to 1650	1575	1290	111 to 149
1022 ...	1575 to 1650	1575	1290	111 to 149
1025 ...	1575 to 1650	1575	1290	111 to 149
1030 ...	1550 to 1625	1550	1200	128 to 187
1033 ...	1550 to 1625	1550	1200	127 to 205
1040 ...	1450 to 1600	1450	1200	137 to 205
1045 ...	1450 to 1600	1450	1200	156 to 211
1050 ...	1450 to 1600	1450	1200	156 to 211
1060 ...	1450 to 1550	1450	1200	156 to 211
1070 ...	1450 to 1550	1450	1200	167 to 229
1080 ...	1450 to 1550	1450	1200	167 to 229
1090 ...	1450 to 1525	1450	1200	167 to 229
1095 ...	1450 to 1625	1450	1215	167 to 229

(a) For forgings up to 3 in. in section thickness, time at temperature is usually a minimum of 1 hr for sections up to 1 in. thickness; 1/2 hr is added for each additional inch of thickness. (b) Furnace cooling at 50 °F per hr.

Temperaturas recomendadas para recocido total de aceros aleados (enfriamiento en el horno)

Steel	Annealing temperature, °F	Min. max.	Steel	Annealing temperature, °F	Min. max.	Steel	Annealing temperature, °F	Min. max.
1330 ...	1550 to 1650	170	50B40 ...	1500 to 1600	187	6150 ...	1550 to 1650	201
1735 ...	1550 to 1650	187	50D44 ...	1500 to 1600	197	81D45 ...	1550 to 1650	192
1840 ...	1550 to 1650	192	50E ...	1500 to 1600	192	8827 ...	1500 to 1600	174
1345 ...	1550 to 1650	...	50H40 ...	1500 to 1600	192	8670 ...	1450 to 1550	179
2140 ...	1500 to 1600	187	50J50 ...	1500 to 1600	201	8077 ...	1500 to 1600	192
4037 ...	1500 to 1575	183	50J60 ...	1500 to 1600	217	8610 ...	1500 to 1600	187
4012 ...	1500 to 1575	193	8130 ...	1450 to 1550	170	8812 ...	1500 to 1600	201
4047 ...	1450 to 1550	201	5133 ...	1450 to 1550	170	8645 ...	1500 to 1600	207
4063 ...	1450 to 1550	223	5135 ...	1500 to 1600	171	86745 ...	1500 to 1600	201
4110 ...	1450 to 1500	174	8140 ...	1500 to 1600	187	8650 ...	1500 to 1600	212
4115 ...	1450 to 1550	...	8145 ...	1500 to 1600	197	8855 ...	1500 to 1600	223
4137 ...	1450 to 1550	182	8147 ...	1500 to 1600	187	8860 ...	1500 to 1600	229
4140 ...	1450 to 1550	197	8150 ...	1500 to 1600	201	8740 ...	1500 to 1600	203
4145 ...	1450 to 1550	207	5155 ...	1500 to 1600	217	8742 ...	1500 to 1600	...
4147 ...	1450 to 1650	...	8160 ...	1500 to 1600	223	9200 ...	1800 to 1900	220
4150 ...	1450 to 1550	212	51J60 ...	1500 to 1600	223	94B30 ...	1450 to 1550	174
4161 ...	1450 to 1550	...	80100 ...	1350 to 1450	197	94D40 ...	1450 to 1550	192
4237 ...	1450 to 1550	...	51100 ...	1350 to 1450	187	9840 ...	1450 to 1650	207
4340 ...	1450 to 1550	223	53100 ...	1350 to 1450	207			

Temperaturas y ciclos de tiempo para el recocido de aceros aleados

Steel	Austenitizing temperature, °F	Cooling method					Time, hr	Spec. approx.	Steel	Austenitizing temperature, °F	Cooling method					Time, hr	Spec. approx.
		From, °F	To, °F	Rate, °F/hr	Isothermal hold, °F	Hold, hr					From, °F	To, °F	Rate, °F/hr	Isothermal hold, °F	Hold, hr		
To Obtain a Predominantly Ferritic Structure (a)								To Obtain a Predominantly Ferritic and Spheroidized Carbide Structure									
1340	1525	1350	1130	20	1130	4.5	183	1320(d)	1480	1200	8	170		
2340	1475	1210	1030	15	1100	6	201	1340	1380	1350	1130	10	1180	8	174	
2345	1475	1210	1020	15	1100	6	201	2340	1320	1210	1030	10	1125	10	192	
3120(d)	1625	1200	4	179	2345	1320	1210	1020	10	1125	10	182	
3140	1525	1350	1200	20	1225	8	187	3120(d)	1450	1200	8	163	
3150	1525	1300	1190	20	1225	6	201	3140	1370	1350	1200	10	1225	10	174	
3312(e)	1600	1100	14	187	3150	1380	1300	1190	10	1225	10	187	
4042	1525	1370	1180	20	1215	4.5	197	3510(g)	
4047	1525	1350	1170	20	1225	5	207	4042	1400	1370	1180	10	1225	8	179	
4062	1525	1280	1170	15	1225	6	223	4062	1380	1280	1170	10	1225	10	191	
4130	1575	1410	1230	35	1250	4	174	4130	1380	1380	1230	10	1250	8	163	
4140	1550	1390	1230	25	1250	5	197	4140	1380	1380	1230	10	1250	9	178	
4150	1525	1370	1240	15	1250	8	212	4150	1390	1370	1240	10	1250	10	197	
4320(d)	1625	1225	6	197	4320(d)	1625	1225	8	187	
4340	1525	1300	1050	15	1200	8	223	4340	1380	1300	1050	8	1200	12	197	
4620(d)	1625	1200	8	187	4620(d)	1425	1200	8	170	
4640	1525	1320	1110	15	1150	8	197	4640	1370	1320	1110	10	1150	12	183	
4820(d)	1125	4	192	4820(d)	1370	1125	8	179	
5045	1525	1390	1230	20	1225	4.5	182	5045	1400	1380	1230	10	1225	8	179	
5120(d)	1625	1275	4	179	5140	1380	1275	8	174	
5132	1550	1390	1240	20	1250	6	183	5120(d)	1475	1380	1240	10	1250	10	174	
5140	1525	1360	1240	20	1250	6	187	5150	1380	1300	1200	10	1250	10	187	
5150	1525	1300	1200	20	1250	6	201	52100	1460	1380	1250	10	1275	16	187	
52100	6150	1400	1400	1250	10	1250	10	192	
6150	1525	1400	1250	15	1330	6	201	8020(d)	1450	1225	8	174	
8020(d)	1625	1225	4	187	8640	1380	1340	1180	10	1225	8	183	
8630	1550	1350	1180	20	1225	6	187	8660	1380	1290	1210	10	1200	10	207	
8640	1525	1340	1180	20	1225	6	193	8720(d)	1450	1225	8	174	
8650	1525	1310	1200	15	1200	8	212	8750	1380	1330	1170	10	1225	10	207	
8660	1525	1290	1210	15	1200	8	229	9260	1400	1400	1300	10	1225	10	212	
8720(d)	1625	1225	4	187	9310(g)	
8740	1525	1340	1190	20	1225	7	201	8840	1370	1290	1180	10	1200	10	192	
8750	1525	1330	1170	15	1225	7	217	9850	1370	1290	1190	10	1200	12	207	
9280	1575	1400	1300	15	1225	6	229										
9310(g)	1600	1100	14	187										
9840	1525	1280	1180	15	1200	8	207										
9850	1525	1290	1190	15	1200	8	223										

(a) The steel is cooled in the furnace at the indicated rate through the temperature range shown. (b) The steel is cooled rapidly to the temperature indicated and is held at that temperature for the time specified. (c) In isothermal annealing to obtain a specific structure,

steels may be austenitized at up to 125 °F higher than temperatures listed. (d) Seldom annealed; structures of better machinability are developed by normalizing or by transforming isothermally after rolling or forging. (e) Annealing is impractical by the conventional process of continuous slow cooling; the lower transformation temperature is markedly depressed, and excessively long cooling cycles are required to obtain transformation to pearlite. (f) Predominantly pearlitic structures are seldom desired in this steel. (g) Spheroidized steel readily by long-time (12-to-18-hr) tempering at subcritical temperature.

-5-4-

material deformado en caliente. Sin embargo, hay que tener en cuenta en este caso la recristalización y posible crecimiento de grano que acompaña inevitablemente el calentamiento prolongado a alta temperatura. En muchos casos, sobre todo en aceros suaves, es posible realizar un recocido de difusión en la zona homogénea α , o sea debajo de la temperatura A_c . No hay que olvidar que la difusión propia del hierro y la velocidad de difusión de la mayoría de los elementos de aleación en el hierro es, a temperatura igual, más o menos de 100 hasta 1000 veces superior en el hierro α que en la fase γ de modo que la homogeneización por recocido de difusión se llevará a cabo con la misma velocidad en el hierro α a 700-750°C como en el hierro γ a 1000°C.

En relación con la influencia del procedimiento de recocido de difusión sobre la estructura de un acero laminado, hay que distinguir entre los factores diferentes que determinan el llamado "estado natural" de un acero laminado, se entienda el estado final después de los tratamientos industriales normales: vertido en moldes, proceso de recocido, laminado y enfriamiento en la tabla de la laminadora en la planta de laminación. Desde luego, esos tratamientos difieren de una planta a otra y dependen además de los diferentes tipos de acero. En general, el término "estado Natural" implica solo que el producto laminado no ha experimentado ningún tratamiento especial.

En el estado de colada (bloque), la diferencia en las propiedades mecánicas entre la dirección longitudinal y transversal del lingote no es muy grande, aunque la heterogeneidad cristalina parece muy grande en este caso. De hecho, esa heterogeneidad es muy grande por ejemplo entre la caps exterior y el corazón del lingote. Pero cuando se determinan las propiedades mecánicas en dirección longitudinal y transversal, cada vez a la misma distancia de la caps exterior, no aparecen diferencias importantes.

La heterogeneidad química, consecuencia de la segregación en bloque, solo se reduce poco por el laminado; las zonas de concentración diferente se extienden en la dirección del laminado, de modo que el gradiente se extiende en la dirección del laminado, de modo que el gradiente en concentración aumenta en la dirección trans

versal. Además, las inclusiones (metálicas y no metálicas) se extienden y se orientan en la dirección del laminado. Aunque sea posible eliminar la segregación de los elementos solubles por el recocido del lingote, eso no ocurre totalmente, porque la temperatura γ / o el tiempo del recocido en general son insuficientes. De hecho, el propósito principal de este recocido industrial solo es el recalentamiento del lingote hasta la temperatura de laminado en caliente y no el recocido de homogeneización. Otro problema que impide la eliminación de la segregación son las así llamadas "barreras de difusión", debidas principalmente a inclusiones. En casos extremos, o sea de importante segregación de bloque, poca influencia de difusión y extensión importante por el laminado, aparece en la metalografía una estructura típica de bandas.

Además de la heterogeneidad química, proveniente en principio del lingote, pero cuya direccionalidad aumentó por el proceso de laminado, este proceso también provoca una heterogeneidad cristalina, debido a la extensión de los granos. Ya que el tamaño del grano tiene mucha influencia sobre las propiedades mecánicas y que la extensión de los granos provoca una diferencia en la superficie relativa de los límites de grano en las direcciones longitudinales y transversales, las propiedades mecánicas también serán diferentes en las dos direcciones. El efecto de las inclusiones extendidas actúa en el mismo sentido.

La influencia total de la heterogeneidad química, o sea de las estructuras en bandas más o menos pronunciadas y de las inclusiones extendidas, así como de la heterogeneidad cristalina, o sea del grano extendido, aparece en el llamado "través", o sea en la diferencia en propiedades según la dirección transversal o longitudinal.

La Fig. 5.1. muestra esta diferencia en propiedades en función del grano de deformación. En este ejemplo, el través se debe sobre todo a una extensión relativamente ligera.

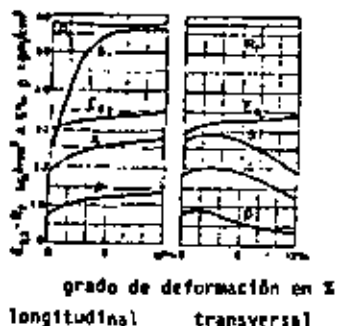


Figura 3-4 : Propiedades mecánicas en relación con el grado de deformación en el laminado de un lingote de acero de 3 ton. con $C = 0.36 \%$

Cuando además se forma una estructura en bandas y el grado de deformación es mucho mayor, la diferencia en propiedades según la dirección será aun más importante, por ejemplo la resistencia a la ruptura (R_0 en la figura) dependerá también de la dirección.

Es claro que el grado de deformación en el laminado pocas veces es constante sobre toda la sección del perfil. Las diferencias en grado de deformación son máximas en el caso de perfiles plenos y sobre todo la lámina, en la cual se consideran tres direcciones: la del laminado, la del ancho y la del espesor.

Como las propiedades mecánicas dependen principalmente de la forma y número de las inclusiones, es claro que el grado de pureza del acero y además el método de colada y la forma del lingote jugarán un papel muy grande con respecto a la dependencia direccional de las propiedades en este "natural".

Como se ve en la Fig. 3.1, estas diferencias aparecen sobre todo en la alargamiento, estricción y resistencia al impacto de las probetas. Una estructura claramente fibrosa también se reconoce a la superficie de la fractura de la probeta.

3.1.3 Recocido de suavización (ablandamiento).

El propósito del recocido de suavización es obtener una estructura de acero que corresponde a la dureza mínima: esa estructura es aquella de carburos globulares en una matriz ferrítica. La dureza mínima corresponde a la óptima deformabilidad en procesos de conformado no cortante, como doblar, laminar en frío, embutición, etc. Para conformado cortante, como suerrar, torneear, taladrar, fresar y cepillar, también vale lo anterior para aceros con más de 0,5% en carbono.

En el caso de los aceros suaves, el estado de suavizado es desfavorable para el conformado cortante, ya que las virutas pegan y provocan una superficie rugosa. Para esos tipos de acero, la estructura normalizada con perlita y ferrita corresponde a la mejor maquinabilidad.

La mejor maquinabilidad se obtiene con las microestructuras mencionadas en la tabla siguiente, en función del contenido en carbono.

<u>% Carbono</u>	<u>Microestructura óptima</u>
0,06 a 0,20	Como rolado (más económico)
0,20 a 0,30	$\phi 3''$: normalizado $\phi 3''$: como rolado
0,30 a 0,40	Recocido para obtener perlita gruesa y un mínimo de ferrita.
0,40 a 0,60	Perlita gruesa laminar a esferoidal

La globulización de los carburos (cementita proeutectoide y eutectoide) está basada en la tendencia del sistema ferrita-perlita a reducir su energía de superficie a un mínimo por recristalización y difusión. Como la energía de la superficie no varía mucho con la temperatura y como la velocidad de difusión es máxima en la zona ferrítica lo más cerca posible debajo de la temperatura A_c , es precisamente esa zona la más conveniente para este tipo de tratamiento térmico. El método más sencillo para efectuar un recocido de unas horas debajo de A_c (Fig. 5.2).

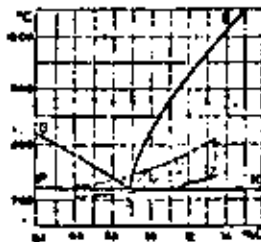


Figura 5.2 : Zona de temperaturas adecuadas para el recocido de ablandamiento (de suavización)

Sin embargo, para los aceros hipereutectoideos, no hay ninguna ventaja en subir la temperatura hasta cerca de la línea A_c ; aunque la solubilidad de la cementita secundario o pro-eutectoide aumenta, la velocidad de globulización disminuye debido a la velocidad de difusión inferior en la austenita y además existe el peligro de crecimiento excesivo de los granos.

Es posible acelerar el proceso de la globulización disolviendo parcialmente los carburos y dejándolos precipitarse otra vez sobre las partes no disueltas. El principio es que si se calienta brevemente la perlita hasta arriba de la temperatura A_c , los ángulos agudos y las laminillas delgadas, se disolverán de preferencia. Durante el enfriamiento consecuente debajo de A_c , el carbono se precipitará sobre las partículas de carburo no disueltas, las cuales funcionan como núcleos de modo que se formen carburos más gruesos y más redondos que las laminillas originales.

Es posible aplicar este principio de dos maneras diferentes: calentando un tiempo determinado exactamente arriba de A_c , seguido por una recristalización isotérmica exactamente debajo de A_c o dejando de oscilar la temperatura alrededor de A_c . Este último método da los mejores resultados, pero solo puede aplicarse a cantidades relativamente pequeñas de acero en hornos chicos, cuya inercia térmica permita dichas oscilaciones rápidas de la temperatura.

La velocidad de globulización depende también del grado de distribución de la perlita. Las laminillas delgadas y agudas de cementita se disuelven más rápidamente y forman carburos globulares en distribución muy regular con un mínimo en dureza y máximo en ductilidad. Por eso se hace a veces una normalización (véase 5.1.4) antes del recocido de suavización con el propósito de obtener una estructura perlítica muy fina y regular. También es posible acelerar la globulización reemplazando las laminillas de cementita por una deformación en frío. Esto es usual en el estirado de alambre cuando una primera deformación en frío precede al recocido de suavización.

La tabla de la página 5-9 indica unas temperaturas de recocido para obtener una matriz ferrítica con carburos esferoidizados.

En resumen, los diferentes métodos de esferoidización son los siguientes:

1) Mantener prolongadamente a una temperatura apenas por debajo de A_c .

2) Calentar y enfriar alternadamente a temperaturas que estén un poco arriba y un poco abajo de A_c .

3) Calentando a una temperatura arriba de A_c , ó A_{c_2} y luego enfriando ya sea muy lentamente en el horno o manteniendo a una temperatura apenas por debajo de A_c .

4) Enfriando a una velocidad conveniente desde la temperatura mínima a la cual todo el carbono es disuelto, para evitar la reformación de una red de carburo y luego recalentando de acuerdo a los métodos 1 y 2. (aplicable a aceros hipereutectoides conteniendo una red de carburos).

5.1.4 Normalización.

La normalización (a veces llamada "perlización") tiene como propósito obtener una estructura perlítica de grano fino y distribución homogénea, la cual corresponde a las propiedades mecánicas óptimas de un acero perlítico. Este tratamiento se efectúa principalmente sobre aceros hipoeutectoides y eutectoides y consiste en un calentamiento arriba de la temperatura A_c (Fig. 5.3), seguido por un enfriamiento determinado. Así se elimina sobre todo la influencia de heterogeneidades mecánicas y cristalinas provenientes del laminado o de una distribución heterogénea de los granos característica para el estado de colada.

En realidad, la normalización consiste en dos recristalizaciones por transformación: una primera es la transformación de ferrita y perlita a austenita y una segunda en la transformación de austenita a ferrita y perlita. Cada transformación de fase provoca una recristalización y afino de grano, cuyo efecto además, puede ser regulado. Sobrepasando la temperatura A_c en el calentamiento, los granos de ferrita y perlita forman pequeños granos de austenita, cuyo número depende principalmente del grado de nucleación y entonces de la velocidad con la cual se sobrepasa la temperatura de transformación. Lo mismo vale para el enfriamiento para la formación de un

gran número de granos pequeños de ferrita y perlita a partir de la fase austenítica. Así es posible no solo afinar el grano, sino también reducir la dependencia de la estructura primaria (Fig. 5.4).

Es claro que el grado de afino de grano depende mucho de la velocidad del tratamiento: en el calentamiento, el afino de grano será cuanto más importante tanto como la zona de temperatura superior a A_c se llega más rápidamente. Sin embargo, una alta temperatura y/o un recocido prolongado en la zona γ tendrán como consecuencia un crecimiento de grano. Un enfriamiento rápido no solo ayuda al afino de grano, sino que también disminuye la distancia entre las laminillas de perlita. Sin embargo, la velocidad de enfriamiento está limitada por la posibilidad de fenómenos de endurecimiento por templeado. El máximo afino de grano se logra por un temple en un baño de metal o de sal líquida a una temperatura ligeramente inferior a A_r (normalización isotérmica). Desde luego, es posible repetir esas operaciones varias veces, para obtener una estructura muy fina a partir de un grano original muy burdo.

Exactamente como para el recocido de suavización de los aceros hipereutectoides, se evita generalmente calentar el acero hasta arriba de la línea A_3 , ya que el grano austenítico crece muy rápidamente a esa temperatura. El acero muy burdo obtenido por este tratamiento se llama "acero recalentado" o "acero quemado". Sin embargo, si hay que romper la red de cementita que aparece en los aceros muy hipereutectoides, se aconseja efectuar primero un recocido intermedio cerca de la temperatura A_{cm} , seguido por una normalización repetida para reducir el grano grueso (regeneración).

A veces para los aceros suaves, se sustituye la normalización por un recocido de suavización, para obtener la mejor maquinabilidad, sobre todo con respecto al acabado de la superficie que es lograda a las grandes velocidades de corte que permite el grano fino y la perlita laminar.

La siguiente tabla compara la variación de las propiedades mecánicas de acero normalizado y de acero recocido en función de su contenido de carbono.

Tabla de comparación para los valores de las propiedades mecánicas de acero al carbono recocido y normalizado

Carbono (%)	Límite elástico kg/mm ²	Resistencia a tracción kg/mm ²	Alargamiento (%) en 2 plgs.	Estricción (%)	Dureza Brinell
Acero normalizado (laminado en caliente)					
0.01	18.3	31.6	45	71	90
0.20	31.6	45.0	35	60	120
0.40	35.8	59.7	27	43	165
0.60	42.2	76.6	19	28	220
0.80	49.2	94.2	13	18	260
1.00	70.3	106.8	7	11	295
1.20	70.3	107.5	3	6	315
1.40	67.5	104.0	1	3	300
Acero recocido					
0.01	12.6	28.9	47	71	90
0.20	25.2	41.5	37	64	115
0.40	30.9	52.7	30	48	145
0.60	34.4	67.5	23	33	190
0.80	36.6	80.8	15	22	220
1.00	36.5	75.9	22	26	195
1.20	35.8	71.7	24	39	200
1.40	35.1	69.6	19	25	215

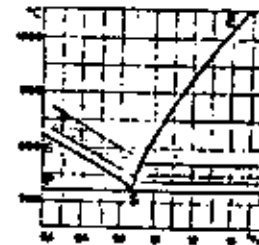


Figura 5-3 : Representación esquemática de la zona de temperatura adecuada para el normalizado

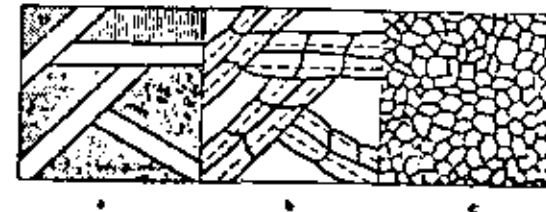


Figura 5.4 : Representación esquemática del afino de grano por la normalización : a. después de colada, b. después de austenización, c. después de la perlitización

Dependiendo de las propiedades mecánicas requeridas, el normalizado puede ser sustituido por un endurecimiento convencional cuando el tamaño y forma de la pieza a tratar es tal que el temple en líquido puede provocar un agrietamiento, distorsión o cambio excesivo en las dimensiones. En estos casos, piezas con cambios bruscos de sección y formas complejas se pueden normalizar y revenir, siempre y cuando las propiedades obtenidas son aceptables.

Algunos rangos de temperatura recomendados para el normalizado del acero al carbono y aleados se dan en el siguiente cuadro

Temperaturas típicas de normalizado para varios aceros al carbono.

Acero	Temperatura de normalizado °F	Acero	Temperatura de normalizado °F
1015	1650 a 1700	1045	1550 a 1600
1020	1650 a 1700	1050	1550 a 1600
1035	1600 a 1650	1060	1500 a 1550
1040	1550 a 1600	1095	1500 a 1550

Estas temperaturas están basadas en experiencia adquirida en la producción. Las temperaturas de normalizado pueden variar tanto como 28°C debajo y 56°C arriba de las temperaturas indicadas. El acero debe ser enfriado en aire tranquilo desde las temperaturas indicadas.

Temperaturas típicas de normalizado para aleaciones estándar

Steel	Tempera- ture, F	Steel	Tempera- ture, F	Steel	Tempera- ture, F	Steel	Tempera- ture, F	Steel	Tempera- ture, F
1120	1650	4135	1650	4758	1700	5153	1600	8645	1600
1135	1600	4135	1600	4720	1700	5180	1600	8650	1600
1340	1600	4137	1600	4815	1700	6118	1700	8655	1600
3135	1800	4140	1600	4817	1700	6120	1700	8660	1600
3140	1800	4142	1600	4820	1700	6150	1650	8720	1700
3310	1700	4145	1600	5040	1600	8417	1700	8740	1700
4027	1650	4147	1600	5120	1700	8420	1700	8742	1600
4028	1650	4150	1600	5130	1700	8422	1700	8823	1700
4037	1650	4320	1700	5132	1650	8625	1650	9200	1650
4037	1600	4327	1600	5135	1600	8627	1650	9202	1650
4042	1600	4310	1600	5140	1600	8630	1650	9310	1700
4047	1600	4520	1700	5145	1600	8637	1600	9440	1600
4067	1600	4620	1700	5147	1600	8640	1600	9450	1650
4114	1700	4621	1700	5150	1600	8642	1600	9450	1600

Estas temperaturas están basadas en experiencia adquirida en la producción. Las temperaturas de normalizado pueden variar tanto como 28°C debajo y 56°C arriba de las temperaturas indicadas.

5.1.5 Proceso de recocido.

Todos los tratamientos térmicos de este grupo se efectúan en una zona de temperatura debajo de Ac y tienen como propósito la reducción y eliminación de las tensiones mecánicas internas provocadas por la solidificación y el enfriamiento, por deformación en frío, tratamiento térmico, etc. ... Estos tratamientos térmicos no son específicos para el acero, ya que no tienen ninguna relación directa con el diagrama de equilibrio Fe-C.

Las zonas de temperatura de los tratamientos descritos y sus efectos no pueden ser distinguidos estrictamente. Sobre todo el proceso de recocido comprende un intervalo muy largo con determinada temperatura.

En tratamientos que requieren mucho tiempo y sobre todo la termofluencia que hay que considerar esta circunstancia. Las tensiones internas disminuyen en función del tiempo y de la temperatura y sólo desaparecen a la temperatura de recristalización de la fase ferrítica.

5.1.6 Recocido isotérmico.

El recocido isotérmico es aplicado más convenientemente a aceros con alto contenido de carbono o aceros simplemente aleados, debido a que en estos aceros se obtienen los mejores beneficios en economía de tiempo y habilidad del horno para obtener la microestructura deseada.

Las reglas seguidas para establecer un ciclo de recocido isotérmico pueden ser brevemente enunciadas como sigue:

1) Las temperaturas de austenitización más altas promueven la formación de una microestructura laminar, las temperaturas de austenitización más bajas promueven una estructura esferoidal.

2) La estructura más suave se obtiene cuando se usan temperaturas mínimas de austenitización y temperaturas máximas de transformación.

3) Se ahorra tiempo de permanencia en el horno, enfriando rápidamente de la temperatura de austenitización a la de transformación y enfriando rápidamente (sacando del horno) cuando el acero se haya transformado completamente.

Este proceso puede dar la microestructura y propiedades deseadas en tan solo la mitad del tiempo usado en el recocido normal.

5.1.7 Terminología del recocido.

Las siguientes son definiciones de términos identificando el método de recocido o la condición de un material después del tratamiento:

Recocido negro: Para láminas de aleaciones ferrosas, tira o alambre.

Recocido azul: Calentando una lámina ferrosa laminada en caliente dentro de un horno abierto a una temperatura dentro del rango de transformación y luego enfriando al aire, con el fin de suavizar el metal. La formación de un óxido azulado sobre la superficie es incidental.

Recocido en caja: Recociendo un metal o aleación en un recipiente sellado bajo condiciones que minimizan la oxidación. En el recocido en caja de un metal ferroso, la carga se calienta lentamente hasta una temperatura generalmente debajo del rango de transformación pero algunas veces arriba o dentro de él, y luego se enfría lentamente; esto también es llamado "recocido cerrado" o "recocido de olla".

Recocido brillante: Recocer en un medio protector para evitar una decoloración superficial.

Recocido por flama: Recocido en el cual el calor se aplica directamente mediante una flama.

Recocido intermedio: Recocido de metales suaves en una

más etapas durante su manufactura y antes del tratamiento térmico final.

Recocido isotérmico: Austenitizándose una aleación ferrosa y luego enfriando y manteniéndola a una temperatura a la cual la austenita se transforma en un agregado relativamente suave de carburo ferrita.

Proceso de recocido: Utilizado en las industrias de las láminas y alambre, calentando a una aleación ferrosa a una temperatura de cerca de, pero por debajo, del límite inferior del rango de transformación y luego enfriando con el fin de suavizar la aleación para un trabajo en frío posterior.

Recocido suavizante (subcrítico): Recociendo un acero trabajado en frío a temperaturas de cerca de 700 a 730°C para lograr cerca del máximo de ductilidad obtenible en un recocido completo pero con menos riesgo de distorsión. El recocido suave se utiliza antes de operaciones desde moderadas a severas de formado en frío; los metales que han sufrido un recocido suave son generalmente poco convenientes para un maquinado general.

Recocido de recristalización: Recociendo metal trabajado en frío para producir una estructura con un grano nuevo sin cambio de fase.

Esferoidización: Calentando y enfriando para producir una forma globular o esferoidal de carburo en el acero.

Cualquier proceso de recocido reducirá generalmente los esfuerzos, pero si el tratamiento se aplicado con el único propósito de tal alivio, se debe designar como alivio de esfuerzos. Este tratamiento se categoriza posteriormente como sigue:

Recocido de terminado: Un tratamiento de recocido a baja temperatura aplicado a aceros trabajados en frío con un contenido medio y alto de carbono. Un tratamiento de compromiso, resulta bajando el nivel de esfuerzos residuales, de esta manera disminuyendo el riesgo de distorsión en el maquinado mientras que conserva la ma-

yoría de los beneficios durante la maquinabilidad contribuidos por el trabajo en frío.

5.2 El temple y conceptos relacionados.

5.2.1. Introducción.

El endurecimiento del acero consiste en un enfriamiento desde la zona austenítica con velocidades de enfriamiento tan grandes que la transformación de la perlita y la formación de constituyentes intermedios se reprime y se forma martensita. El propósito es obtener para cada composición de acero la dureza máxima. Desde luego, es posible obtener un valor de dureza inferior con tratamientos diferentes; como regulación adecuada de la velocidad de enfriamiento, revenido de la martensita y en el caso del endurecimiento isotérmico, por la elección de la temperatura de transformación. Aun cuando estas durezas inferiores se obtienen en un tratamiento térmico único, no se habla en estos casos de un endurecimiento por temple sino más bien de un proceso de revenido, ya que no es entonces el propósito obtener una dureza máxima, sino un valor óptimo de otras propiedades mecánicas.

5.2.2 Temperatura de austenitización.

La tabla de la página siguiente indica las temperaturas recomendadas para efectuar la austenitización previa al temple de aceros al carbono y de baja aleación y para aceros cementados (carburos).

Para la mayoría de las aplicaciones, la velocidad de calentamiento a la temperatura de austenitización es menos importante que otros factores en el proceso de endurecimiento, como la máxima temperatura alcanzada en toda la sección, la uniformidad de temperatura, el tiempo de permanencia a la temperatura de austenitización y la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, existen diagramas de transformación durante calentamiento continuo (curvas CMT, "continuous heating transformation"), las cuales son prácticamente el inverso de las curvas CCT. Estas curvas tienen poca utilidad práctica y no se discutirán con mayor detalle en el presente curso. La Fig. 5.5 representa esquemáticamente tal diagrama y hay que obser-

Temperaturas de austenitización para aceros al carbono y de baja aleación (SAE)

Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F
Carbon Steels		Alloy Steels		Alloy H Steels		
1025... 1575-1550	1065... 1475-1550	1330... 1525-1575	50B40... 1500-1550	8830... 1525-1600	1345H... 1550	3132H... 1600
1030... 1550-1600	1070... 1475-1550	1335... 1500-1550	50B44... 1500-1550	8837... 1525-1575	3140H... 1550	3135H... 1600
1033... 1525-1575	1074... 1450-1500	1340... 1500-1550	5046... 1500-1550	8840... 1525-1575	4037H... 1550	3140H... 1550
1035... 1525-1575	1080... 1450-1500	1345... 1500-1550	50B46... 1500-1550	8842... 1500-1575	4042H... 1550	3145H... 1550
1036... 1525-1575	1084... 1450-1500	1345... 1500-1550	50B50... 1475-1550	8845... 1500-1575	4047H... 1550	3147H... 1550
1037... 1525-1575	1085... 1450-1500	1345... 1500-1550	50B60... 1475-1550	8845... 1500-1575	4063H... 1550	3150H... 1550
1038... 1525-1575	1086... 1450-1500	1345... 1500-1550	5130... 1525-1575	8850... 1500-1575	4130H... 1600	3155H... 1550
1039... 1525-1575	1090... 1450-1500	1345... 1500-1550	5132... 1525-1575	8855... 1475-1550	4135H... 1550	3160H... 1550
1040... 1525-1575	1095... 1450-1500*	1345... 1500-1550	5135... 1500-1550	8860... 1475-1550	4137H... 1550	3160H... 1550
1041... 1475-1550	Free-Cutting Carbon Steels	1345... 1500-1550	5140... 1500-1550	8870... 1475-1550	4140H... 1550	3160H... 1550
1042... 1475-1550		1132... 1525-1575	5145... 1500-1550	8874... 1525-1575	4142H... 1550	3160H... 1550
1043... 1475-1550	1137... 1525-1575	4130... 1500-1600	5147... 1475-1550	9254... 1500-1650	4145H... 1550	3160H... 1550
1045... 1475-1550	1138... 1500-1550	4135... 1550-1600	5150... 1475-1550	9255... 1500-1650	4147H... 1550	3160H... 1550
1046... 1475-1550	1140... 1500-1550	4140... 1550-1600	5155... 1475-1550	9260... 1500-1650	4150H... 1550	3160H... 1550
1048... 1475-1550	1141... 1475-1550	4142... 1550-1600	5160... 1475-1550	94B30... 1550-1625	4151H... 1550	3160H... 1550
1050... 1475-1550	1144... 1475-1550	4145... 1500-1550	51B60... 1475-1550	94B40... 1550-1625	4337H... 1550	3160H... 1550
1052... 1475-1550	1145... 1475-1550	4147... 1500-1550	5016J... 1425-1475†	9840... 1525-1575	4340H... 1550	3160H... 1550
1053... 1475-1550	1145... 1475-1550	4150... 1500-1550	5110C... 1425-1475†	Alloy H Steels		
1060... 1475-1550	1146... 1475-1550	4151... 1500-1550	52100... 1425-1475†	1320H... 1800	4520H... 1700	3160H... 1550
1064... 1475-1550	1151... 1475-1550	4337... 1500-1550	8159... 1550-1625	1325H... 1550	50B40H... 1550	3160H... 1550
		4340... 1500-1550	81B45... 1500-1575	1340H... 1550	50B44H... 1550	3160H... 1550
					5046H... 1550	3160H... 1550
					50B46H... 1550	3160H... 1550
					50B50H... 1550	3160H... 1550
					50B60H... 1550	3160H... 1550
					55B60H... 1550	3160H... 1550
					5130H... 1600	3160H... 1550

*This temperature range may be employed for 1095 steel that is to be quenched in water, brine or oil. For all quenching, 1095 steel may alternatively be austenitized in the range 1500 to 1625 F. This range is recommended for steel that is to be water quenched. For oil quenching, steel should be austenitized in the range 1500 to 1600 F.

Temperaturas de recalentamiento (austenitización) para aceros de carburación y aleados

Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F
Carbon Steels		Alloy Steels		Alloy H Steels		
1010... 1400-1450	1022... 1400-1450	1115... 1400-1450	4815... 1500-1550	4817... 1475-1525	8821... 1550-1600	4028H... 1600
1012... 1400-1450	1023... 1400-1450	1117... 1400-1450	4817... 1500-1550	4820... 1475-1525	8820... 1550-1600	4032H... 1600
1018... 1400-1450	1023... 1400-1450	1118... 1400-1450	4823... 1500-1550	8115... 1550-1600	8822... 1550-1600	4815H... 1550
1018... 1400-1450	Free-Cutting Carbon Steels	1119... 1400-1450	4823... 1500-1550	8615... 1550-1600	9310... 1450-1525	4817H... 1550
1017... 1400-1450		1120... 1400-1450	4826... 1500-1550	8617... 1550-1600	4820H... 1550	4820H... 1550
1018... 1400-1450	1108... 1400-1450	Alloy Steels		Alloy H Steels		
1018... 1400-1450	1109... 1400-1450	3310... 1450-1525	4716... 1500-1550	8620... 1550-1600	3270H... 1550	8825H... 1600
1019... 1400-1450		4320... 1525-1550	4720... 1500-1550	8622... 1550-1600	4027H... 1600	8827H... 1600
			4815... 1475-1525	8825... 1550-1600	9310H... 1550	9310H... 1550

var que con mayor velocidad de calentamiento la austenita termina de formarse a mayor temperatura que en el caso de calentamiento más lento.

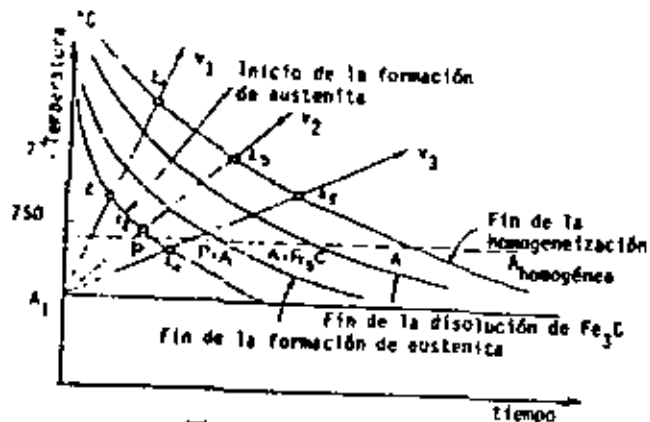


Figura 5.5 : Curva de transformación en calentamiento para la formación de austenita a partir de perlita. Representación esquemática de condiciones isotérmicas y de calentamiento continuo.

La conductividad térmica del acero, la naturaleza de la atmósfera del horno y el espesor de la sección son todos factores de influencia sobre el comportamiento de una pieza de acero en relación con su velocidad de calentamiento.

La diferencia en aumento de temperatura entre secciones delgadas y gruesas de piezas con sección variable es un problema importante para las operaciones prácticas de calentamiento, siempre cuando sea posible hay que tratar de retardar el calentamiento de zonas más delgadas para reducir los esfuerzos térmicos y la distorsión. Si la uniformidad de temperatura es el último objetivo del ciclo de calentamiento, esto se logra con mayor seguridad por medio de un calentamiento lento.

Reacciones superficiales indeseables como oxidación, decarburización y otras son consecuencia de la atmósfera del horno.

Si hay que evitar o minimizar estas reacciones, es necesario el uso de atmósfera controlada, como se describe por ejemplo en el "Metals Handbook", Vol.11 de la American Society for Metals.

5.2.3 Variables principales.

La efectividad del temple depende de las características de enfriamiento del medio temple, así como de la habilidad del acero para endurecerse. Por lo tanto los resultados pueden variar cambiando la composición del acero o la agitación, temperatura y medio de temple. El diseño del sistema de temple, así como el de la pieza influyen en los resultados.

La velocidad a la cual el medio de temple es capaz de extraer calor se modifica en gran parte por la manera o condición en la cual se utiliza el medio temple. Estas modificaciones han dado como resultado la asignación de nombres específicos a varios métodos de temple, tales como: temple directo, temple de tiempo, temple selectivo, temple de rocío, neblina e interrumpido.

Temple Directo: Es el método que se utiliza con mayor amplitud y consiste en templar la pieza cuando ésta se encuentra a la temperatura de carburación o ligeramente menor. Y este término de "temple directo" se emplea para diferenciarlo de la práctica más indirecta de carburar, enfriar, lentamente, recalentar y templar. La práctica del temple directo es sencilla y económica y la distorsión de piezas carburadas es frecuentemente menor que con el recalentamiento y temple.

Temple de Tiempo: Este término se usa cuando la pieza a ser templada debe cambiar bruscamente su velocidad de temple durante el ciclo de enfriamiento. El cambio en la velocidad de enfriamiento puede comprender ya sea un aumento o disminución, depende de cual sea requerido para obtener los resultados deseados. La práctica acostumbrada es bajar la temperatura de la pieza templándola en un medio (por ejemplo: agua) por un tiempo corto hasta que la pieza se haya enfriado por debajo de la curva TTT y luego llevarla a un segundo medio (por ejemplo: aceite) para que se enfrie con mayor lentitud en la zona de transformación martensítica. En muchos casos

el segundo medio es aire. El temple de tiempo se usa con mayor frecuencia para minimizar la distorsión.

Temple Selectivo: Se usa cuando se desea que ciertas áreas preselectadas permanezcan inafectadas por el medio de temple. Esto se puede llevar a cabo aislando las áreas que se desean proteger o permitiendo al medio de temple tener contacto únicamente con aquellas áreas que se desean templear.

5.2.4 Medios de temple.

Cuando se temple una pieza en un determinado medio de temple, la velocidad de enfriamiento depende principalmente de los tres factores siguientes:

- El calor específico y el poder de conducción de calor del acero,
- La masa, la forma y el estado de la superficie de la pieza,
- El llamado "poder de enfriamiento" del medio de temple

Además existen otros factores como la temperatura de austenitización y la temperatura del medio de temple, pero estos están generalmente determinados por el ciclo térmico del tratamiento considerado.

El calor específico y la conductividad calorífica de los diferentes tipos de acero no demuestran una gran diferencia entre sí y nunca pueden ser acomodados al tipo de tratamiento térmico a efectuar. La masa, la forma y el acabado superficial de la pieza se determinan en general por características de diseño y no del futuro tratamiento térmico, de modo que el parámetro principal que determina la velocidad de enfriamiento del material será el "poder de enfriamiento" del medio temple.

El poder de enfriamiento de un medio de temple es un término complejo compuesto de varios factores físicos como: calor específico, conductividad calorífica, viscosidad, eventualmente calor de evaporación, formación de capas sólidas gruesas aislantes, etc ...

Por eso, es usual determinar el poder de enfriamiento con métodos empíricos en condiciones estándar, como por ejemplo por el temple de una esfera de plata con diámetro determinado.

Los medios de temple más usuales son, en orden decreciente del poder de enfriamiento: agua y soluciones acuosas, aceites y aire. Para medios de temple con los cuales el transporte de calor ocurre principalmente por conducción y convección, como aire, aire a presión, baños de metal o de sal, vale en general que la velocidad de enfriamiento del material llega rápidamente a un máximo inmediatamente después del temple y disminuya después paulatinamente cuando baja la temperatura de la pieza.

En agua, soluciones acuosas y aceites, el transcurso de la velocidad de enfriamiento es más complejo.

5.2.5 Mecanismo del temple

La estructura, dureza y resistencia resultantes del tratamiento térmico son determinados por la velocidad de enfriamiento durante el temple. Si la velocidad de enfriamiento es mayor que la crítica, se obtendrá una microestructura completamente martensítica y si la velocidad es menor, la pieza no se endurecerá completamente. Cuanto mayor sea la diferencia entre las dos velocidades de enfriamiento más suaves serán los productos de transformación y menor la dureza. Entonces se hace necesario conocer el mecanismo de extracción de calor durante el templeado.

El método más útil de describir con mayor exactitud el complejo mecanismo del temple se ha hecho mediante estudios desarrollando una curva de enfriamiento temperatura en función del tiempo.

Las curvas de enfriamiento se desarrollan templeando una pieza a una temperatura elevada, utilizando un graficador de alta velocidad que registra las variaciones T-t por medio de los termopares colocados en la pieza cuyo comportamiento se desea conocer. De esta manera se conoce también la efectividad del medio de temple

Se reconocen 4 etapas del mecanismo de remoción de calor



Figura 5-6 a: Gradientes de temperatura y otros factores afectando el templado de un espécimen, el cual se templó por el método en un líquido volátil tranquilo.

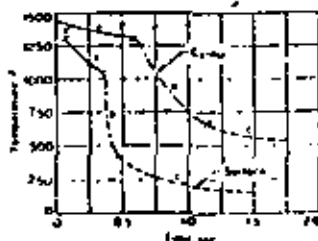


Figura 5-6 b: Curvas típicas del enfriamiento superficial y en el centro, indicándose las diferentes etapas de transferencia de calor del metal sólido hacia el líquido frío.

durante el temple y que quedan graficadas en la Fig. 5.6 b.

Etapas A. La Fig. 5-6 ilustra los primeros efectos en la inmersión, a veces llamada la "etapa de contacto inicial del líquido". Esta etapa se caracteriza por la formación de burbujas de vapor que preceden al establecimiento de una capa de vapor envolvente

Esta etapa dura únicamente 0,1 seg. aproximadamente y es relativamente de poca importancia en la evaluación de las características de transferencia de calor. Es detectable, únicamente cuando se utiliza equipo extremadamente sensible y no puede detectarse cuando el líquido es viscoso o contiene gases insolubles o cuando

el baño se opera a una temperatura cercana al punto de ebullición del líquido.

Etapas A. Llamada "etapa de capa de vapor de enfriamiento" y se caracteriza principalmente por la formación de una capa de vapor continua que rodea a la pieza de prueba. Ocurre cuando el calor proporcionado por la superficie de la pieza de prueba, excede la cantidad de calor necesaria para formar el máximo de vapor por unidad de área de la pieza. Esta etapa es de enfriamiento lento, debido a que la envolvente de vapor actúa como un aislante y el enfriamiento ocurre principalmente por radiación a través de la capa de vapor (las capas de vapor son malas conductoras de calor). Esta etapa no es detectable en soluciones acuosas de solutos no volátiles (a cerca de 5X de concentración) tales como cloruro de potasio, cloruro de litio, hidróxido de sodio o ácido sulfúrico. Las curvas de enfriamiento para estas soluciones empiezan inmediatamente con la etapa B.

Cuando se utilizan soluciones saturadas de hidróxido de bario, hidróxido de calcio u otros materiales ligeramente solubles, soluciones que contienen sólidos finamente dispersos, o soluciones coloidales en agua, las capas se depositan sobre la pieza de prueba durante la etapa A, lo cual resulta en la prolongación de ambas etapas la A y la C. Esta condición generalmente causa una acción más violenta en la etapa B. Las soluciones de algunos coloides o gels, tales como el alcohol polivinílico, gelatina, jabón y almidón, forman una envolvente de gel en el exterior de la capa de vapor que se forma en la etapa A. La presencia de esta envolvente de gel prolonga la etapa A y las sucesivas.

Etapas B. "La etapa de transporte de calor de enfriamiento", que produce las mayores velocidades de transferencia de calor, empieza cuando la temperatura de superficie del metal ha sido reducida cierta cantidad y la capa de vapor continua se rompe; entonces el líquido de temple empieza a hervir violentamente y el calor es removido de la pieza a muy alta velocidad, en su mayor parte como calor de vaporización. El punto de ebullición del medio de temple determina el final de esta etapa. El tamaño y forma de las burbujas de vapor son importantes para controlar la duración de la etapa B, así como la velocidad de enfriamiento desarrollada dentro de ella.

Etapas C. Llamada "etapa de enfriamiento líquido": la velocidad de enfriamiento en esta etapa es menor que la de la etapa "B". La etapa C comienza cuando la temperatura superficial del metal se reduce al punto de ebullición (o rango de ebullición) del líquido de temple. Debajo de esta temperatura, se detiene la ebullición y el enfriamiento lento se llevará a cabo entonces por conducción y convección. La diferencia de temperatura entre el punto de ebullición del líquido y la temperatura del baño es un factor importante que influye en la velocidad de transferencia de calor. La viscosidad también afecta la velocidad en la etapa C.

La Fig. 5-7 representa esquemáticamente el transcurso de la velocidad de enfriamiento V , medida en el centro de una esfera de plata de 20mm. de diámetro, templada desde 800°C en

- a. En agua de 40°C.
- b. En aceite mineral de 40°C.
- c. En un baño de sal a 200°C.

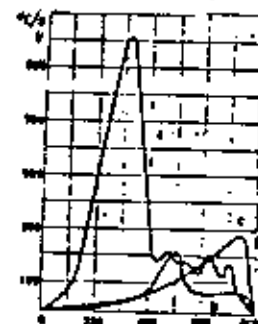


Figura 5-7 : Representación esquemática de la velocidad de enfriamiento V en función de la temperatura ins. tante, para una esfera de plata de 20 mm ϕ , templada de 800 °C en varios medios de temple :

- a. agua de 40 °C
- b. aceite mineral de 40 °C
- c. baño de sal de 200 °C

Para el agua aparece claramente el enfriamiento irregular entre 800° y 500°C y la alta velocidad de enfriamiento a temperaturas relativamente bajas; para el aceite la formación de vapor es más reducida y la velocidad de enfriamiento es inferior a temperaturas debajo de 400 a 300°C. Para la sal líquida no hay ninguna formación de vapor, de modo que se llega muy rápidamente a la velocidad máxima de enfriamiento.

Se trató ya muchas veces de encontrar una expresión matemática que exprese la velocidad de enfriamiento del temple en función de las dimensiones de la pieza, de su temperatura y del medio de temple, pero las curvas de la Fig. 5.7 ya nos indican la dificultad de describir el fenómeno de manera matemática. El efecto de las dimensiones de la pieza solo puede ser expresada en el caso de similitud geométrica.

Agitación. Esto es el movimiento del medio de temple producido externamente y tiene una influencia extremadamente importante sobre las características de transferencia de calor del líquido de temple. Provoca un resquebrajamiento más rápido de la capa

de vapor en la etapa A y produce un desprendimiento más frecuente de burbujas de vapor más pequeñas durante la etapa B. Así también mayor velocidad en la etapa C. Además la agitación también favorece el remplazo del líquido frío por aquél que ya ha sido calentado.

La agitación del medio de temple puede obtenerse de varias maneras. En tanques convencionales de temple, la circulación del medio de temple es proporcionada generalmente por bombas, el paso de la pieza de trabajo a través del medio de temple se lleva a cabo por medio de un movimiento manual o mecánico de la pieza de trabajo o por medio de propelas mecánicas.

5.2.6 temperatura del medio de temple.

La temperatura del líquido afecta marcadamente su habilidad para extraer calor. Mayores temperaturas del líquido aumentan la duración de la etapa A. De cualquier manera el punto de ebullición no varía. Mayores temperaturas del líquido pueden disminuir la viscosidad, afectar el tamaño de burbujas o influir sobre el agotamiento y punto de combustión de ciertos aceites y compuestos. Así también las temperaturas altas disminuyen la velocidad de transferencia de calor en la etapa C.

5.2.7 temperatura de la Pieza de Trabajo.

El aumentar la temperatura de la pieza de prueba tiene relativamente poco efecto sobre su habilidad para transferir calor al medio de temple. La velocidad de transferencia de calor puede aumentarse simplemente debido a que existe una mayor diferencia de temperatura. El cambio más notable en la habilidad para transferir calor probablemente viene de la más rápida oxidación en la superficie de la pieza de prueba a temperaturas mayores. Esto puede ya sea aumentar o disminuir la habilidad de transferencia de calor, dependiendo del espesor del óxido desarrollado.

5.2.8 definición de Severidad de Temple.

La habilidad de un medio de temple para extraer calor de una pieza de trabajo caliente puede expresarse en términos de valor "H" (severidad de temple). Si el valor de H de agua sin agitación se toma como 1, los valores de H del aceite, agua y salmuera son como están tabulados en la siguiente tabla:

Agitación	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0.25 a 0.30	1.0	2.0
Suave	0.30 a 0.35	1.0 a 1.1	2.0 a 2.2
Modorada	0.35 a 0.40	1.2 a 1.3
Buena	0.40 a 0.50	1.4 a 1.5
Puerta	0.50 a 0.60	1.6 a 2.0
Relenta	0.80 a 1.1	4.0	5.0

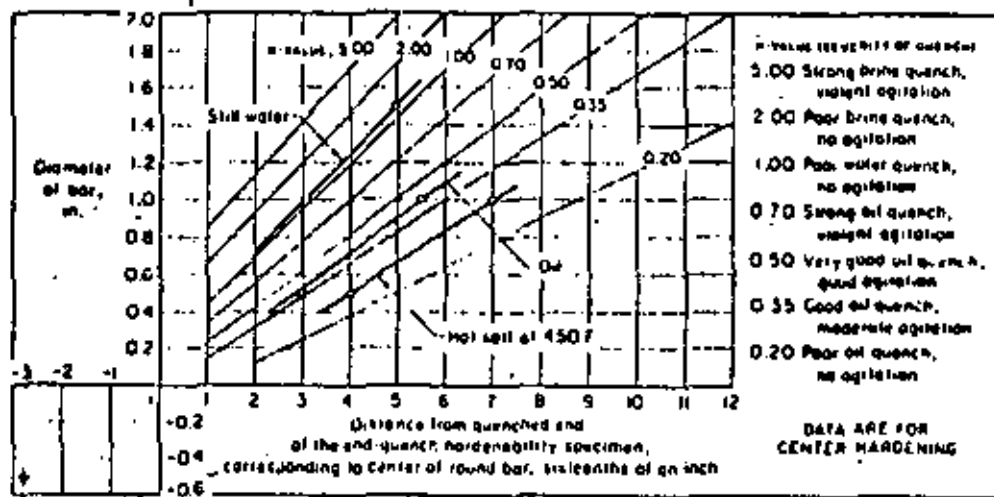


Figura 5-8 : Gráfica de Grossmann, relacionando el diámetro de la barra, la templabilidad del acero y la severidad del temple (H). En el texto se explica la utilización del diagrama.

Las relaciones entre el diámetro de la barra, la templabilidad inherente y el valor de H pueden graficarse como se muestra en la Fig. 5.8. A una gráfica de este tipo se la conoce en algunas ocasiones como diagrama de Grossmann, que viene del nombre de M. A. Grossmann, quien desarrolló el concepto del valor de H y su aplicación en el temple. La carta se utiliza como sigue: Si se temple una pieza de un diámetro de 1 pulg. en aceite con "agitación buena" la carta muestra que leyendo a través de la línea horizontal de un diámetro de 1 pulg. hasta el valor de H de 0,5 y luego hacia abajo, se obtiene un valor de 5/16 pulg. del extremo de temple hecho del mismo acero que se está templando.

La aplicación de la carta es limitada debido a que los temple que implica son descritos en términos generales (por ejemplo, "un temple muy bueno de aceite- buena agitación). Una complicación adicional es el hecho de lo que parece ser buena agitación en un sistema de temple que no contiene ninguna pieza en él y que puede ser malo cuando se sumerge una carga de piezas en el baño.

Warren F. Rushman ha descrito una prueba simple para evaluar el poder de enfriamiento de un baño de temple bajo cualquier condición de carga. La prueba está basada en el uso de la Fig. 5.8 como sigue: Si la templabilidad del acero y el diámetro de la barra se conocen, es posible graficar un punto en la curva de severidad de temple. Por ejemplo, si el punto de 5/16 pulg. en la probeta de templabilidad muestra una dureza de Rockwell 45 C y una barra de un diámetro de 1 pulg. del mismo acero se temple en el baño a ser evaluado tiene una dureza en el centro de 45 Rockwell C, el resultado muestra una severidad en el temple de 0,5. Independientemente de la dureza obtenida en el centro de la barra de prueba de la Fig. 5.8 y su localización correcta. Por ejemplo, si la dureza en el centro hubiera sido Rockwell C 48 y si la curva de templabilidad para la barra de acero probada hubiera mostrado Rockwell C 48 a 4/16 pulg. y la línea de un diámetro de 1 pulg. se intersectaría con una severidad de temple de 0,70.

Como se muestra en la Fig. 5.8 para el temple en aceite las varias líneas de severidad de la carta de Crossmann convergen en un punto fuera del rango normal de la carta. Este punto de intersección puede utilizarse como un segundo punto para dibujar cualquier línea de severidad nueva. En la Fig. 5.6 se ilustra un ejemplo real por la línea gruesa indicada como "aceite" (oil). Los dos puntos experimentales sobre esta línea fueron obtenidos templando una barra de acero de templabilidad conocida teniendo dos diámetros (1 pulg. y 1/2 pulg.). El uso de una barra con dos diámetros ofrece un medio excelente de comparar los resultados debido a que provee tres puntos sobre la línea. Los resultados de tres temple diferentes de operación comercial, como fueron determinados con dos barras de prueba con dos diámetros, se grafican en la Fig. 5.8.

La ventaja principal de esta prueba es que la probeta puede tratarse junto con otras piezas de trabajo, como si fuera una pieza de producción; por lo tanto, el temple se evalúa bajo condiciones de temperatura y agitación que realmente prevalecen en el temple de producción de la carga de las piezas.

La barra de prueba debe ser de un diámetro tal que la dureza de temple en el centro de la barra caerá sobre la porción de

la pendiente de la curva de templabilidad del acero que se está templando. La prueba puede llevarse a cabo con mayor conveniencia con un acero de poca profundidad de endurecimiento debida a que este tipo de aceros permite el uso de barras de prueba de diámetro menor que son más fáciles de manejar en el torno y de seccionar después de templearlas. El uso de aceros de endurecimiento poco profundo no afecta de ninguna manera la validez de los resultados de la prueba, debido a que la severidad del temple es una característica inherente del baño y por lo tanto afectada por el tamaño y templabilidad de la pieza.

5.2.9 Comparación de Los Medios de temple.

Agua.

El agua y las soluciones en base a agua son los medios de temple menos caros y se usan siempre y cuando la pieza no se distorsione excesivamente o se agriete durante el temple.

Como medio de temple, el agua simple se aproxima a la máxima velocidad de enfriado que es posible obtener en un líquido. Otra ventaja es que se puede usar sin problemas de contaminación o daño a la salud y es un medio efectivo de romper las escumas de óxido de la superficie de piezas de acero que son templadas desde hornos que no utilizan atmósferas de protección.

Una desventaja del uso de agua simple, como medio de temple es que su baja temperatura persiste a lo largo del rango bajo de temperatura, en donde es probable que ocurra una distorsión o agrietamiento. Por lo tanto el agua está restringida al temple de piezas sencillas, simétricas hechas de aceros de grados de poca profundidad de endurecimiento (al carbono o bajo aleados). Otra desventaja de usar agua simple es que la "etapa de capa de vapor" (etapa A) puede prolongarse. Esta prolongación que varía con la complejidad de la pieza tratada favorece la retención del vapor y por la temperatura del agua de temple, da como resultado una dureza mal distribuida y una distribución de esfuerzos desfavorables, lo cual puede producir una distorsión o agrietamiento. Las piezas de acero templadas en agua pueden oxidarse a menos que sean tratadas

inmediatamente con un medio preventivo especial. Para obtener reproducibilidad en el templeado en agua, la temperatura, agitación y contaminación deben controlarse.

Salmuera.

El término salmuera como se aplica al temple se refiere a la solución acuosa conteniendo varios porcentajes de sal (cloruro de sodio o cloruro de calcio), junto con aditivos especiales e inhibidores de corrosión.

Ventajas de la Salmuera.

La salmuera ofrece las siguientes ventajas sobre agua simple o sobre aceite, para el templeado:

- 1) La velocidad de enfriamiento es mayor que aquella del agua para una misma agitación o menos agitación se requiere para una velocidad de enfriamiento dada.
- 2) La temperatura es menos crítica que para el agua, requiriendo por lo tanto de menor control.
- 3) La posibilidad de manchas suaves debido a bolsas de vapor es menor que en el temple por agua.
- 4) La distorsión es menos severa que en el temple en agua.
- 5) Los cambiadores de calor son menos usados para el enfriamiento en baños de salmuera que lo que son para el temple en agua o aceite.
- 6) Complejos sistemas de temple son por lo general innecesarios en el uso de salmuera.

Ordinariamente, las desventajas de la salmuera en el temple no evitarán su uso, debido a que el temple en salmuera se usa únicamente cuando los medios de temple de agua y aceite no proveen los resultados deseados. Algunas de estas desventajas son:

Desventajas.

- 1) La naturaleza corrosiva de la salmuera requiere que, para una vida de servicio razonable, el tanque de temple, las bombas, transportadores y demás equipos está en contacto constante con la salmuera sea protegido de la corrosión mediante un recubrimiento.
- 2) Un extractor chimenea puede ser necesario para extraer los vapores corrosivos que escapan de los baños de salmuera.
- 3) El costo es mayor que para el agua, principalmente debido al costo de los aditivos o de los inhibidores corrosivos que deban utilizarse.
- 4) El costo de trabajo se aumenta debido a la necesidad de llevar a cabo pruebas para el control de las soluciones.
- 5) Aumentan los peligros de quemaduras y toxicidad cuando se utilizan soluciones que contienen hidróxido de sodio o ciertos aditivos.

Aceite.

Los aceites de temple discutidos aquí son de dos tipos generales, "convencional" y "rápido". Las emulsiones de agua-aceite son un tercer tipo de medio de temple en aceite, clasificable como convencional o rápido.

Un aceite para temple convencional es un aceite que no contiene aditivos que alteran sus características de enfriamiento. Los aceites convencionales son producidos por la destilación de aceites crudos y combinados con viscosidades de cerca de 100 SUS a 38°C.

Los aceites rápidos son combinaciones, generalmente de menor viscosidad que contienen propiedades aditivas especialmente desarrolladas, que afectan las características de enfriamiento de los aceites y proveen una velocidad de temple mayor.

Los aceites se usan con mayor amplitud en aquellos casos

en los cuales se desea templear piezas de forma complicada o en el que se desea el mínimo de distorsión.

Selección del medio de temple.

Para cada caso se requerirá de un medio de temple especial según sean las necesidades y restricciones.

El agua y las soluciones acuosas de sales inorgánicas tienen las mayores velocidades iniciales de temple. Pero de todos modos, debido a que estas altas velocidades de temple persisten a bajas temperaturas, el uso de agua para el temple está restringido en su mayoría a formas sencillas y aceros de poca templeabilidad.

Con aceites convencionales de temple, la duración de la etapa de capa de vapor es mayor que aquella para el agua. La velocidad en la etapa de transporte de vapor es considerablemente más lenta y la duración de la etapa de transporte es menor. Por lo tanto el poder de temple de tales aceites es mucho menor que el del agua y a veces resulta inadecuada. De cualquier manera, la transición de la etapa de transporte de vapor a la etapa de enfriamiento es más gradual, es por este motivo que es menos probable que los aceites minerales convencionales produzcan distorsión, por lo menos en formas simples tales como bolas o cilindros cortos.

Los aceites rápidos de temple se acercan bastante a la velocidad inicial de temple del agua sin modificar las ventajas del temple en aceite convencional. Con estos aceites la duración de la etapa de capa de vapor es considerablemente menor que para los aceites convencionales. El enfriamiento en la etapa de transporte de vapor empieza antes y dura más y la velocidad de enfriamiento en esta etapa aumenta considerablemente. La velocidad de la etapa de enfriamiento en estos aceites es casi la misma que la de los aceites convencionales.

5.2.10 La templeabilidad.

Cuando una pieza de acero se templea en un medio de temple, la velocidad de enfriamiento es máxima en la superficie y dis-

minuye en dirección hacia el centro. La formación de martensita se lo ocurre en la parte de la pieza en la cual se sobrepasa la velocidad de enfriamiento crítica. Entonces, un temple total con formación de martensita hasta el centro, llamado "temple total", solo ocurrirá cuando la velocidad de enfriamiento sea superior a la velocidad crítica hasta el núcleo de la pieza. Para aceros no aleados, esa velocidad crítica es tan alta, que sólo se obtiene en una capa relativamente delgada, aun con un temple en agua. El transcurso de la velocidad de enfriamiento desde la superficie hasta el centro es así determinado por la relación entre masa y superficie y es función del diámetro para piezas isométricas, como barras cilíndricas.

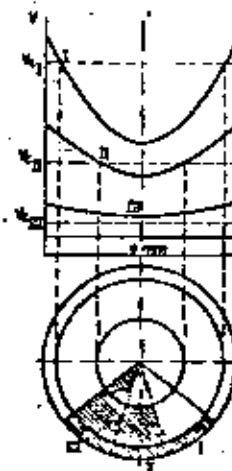


Figura 5-9 : Representación esquemática de la endurecibilidad de diferentes aceros :
 I : acero al carbono templado en agua
 II : acero con 2 % Ni, templado en aceite
 III : acero con 1 % Cr - 4 % Ni, endurecido al aire

La Fig. 5.9 representa esquemáticamente la velocidad de enfriamiento en función del diámetro de una barra cilíndrica, para tres tipos diferentes de acero, respectivamente con un temple en a-

que sólo alcance la velocidad crítica V_c en una capa delgada; después del temple este acero solo presentará una zona muy delgada con estructura martensítica. La velocidad de enfriamiento crítica V_{c1} para el acero al Sichel II es mucho más baja, de modo que su temple en aceite, el material experimenta una transformación martensítica más profunda. Finalmente, la velocidad crítica V_{c2} del acero III es tan baja, que se transforma completamente en martensita con un enfriamiento al aire.

La Fig. 5.10 representa la dureza en función del diámetro para barras de un mismo acero, pero con diámetros diferentes y templadas en agua en condiciones idénticas. Ya que la velocidad de enfriamiento en la superficie es casi igual, las durezas superficiales no son muy diferentes. Por otro lado las velocidades de enfriamiento y entonces también la dureza disminuyen más rápidamente hacia el centro cuando el diámetro aumenta. Si se supone una dureza mínima de 30 Rc para la estructura martensítica de este acero, entonces es evidente que un temple total de este acero solo ocurre en barras con un diámetro máximo de 50mm. Es claro que la dureza no puede variar bruscamente en la transición de zona martensítica a zona intermedia, de modo que para obtener una profundidad de temple hay que elegir el punto de flexión de la curva dureza-distancia, o una dureza de referencia o una dureza de referencia o la zona media martensítica.

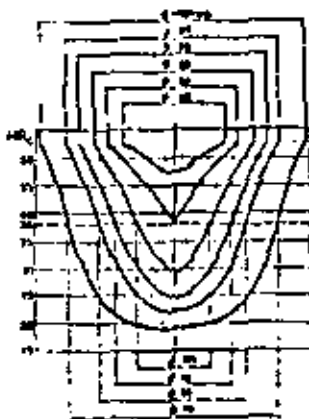


Figura 5-10. Curvas de dureza versus diámetro en el temple en agua de un acero con 0.3 % C - 3 % Ni

La templeabilidad de un acero depende de muchos factores. En primer lugar, la velocidad crítica de enfriamiento depende de la estabilidad de la austenita y de la nucleación durante la transformación. La estabilidad de la austenita depende principalmente de los elementos de aleación (ver capítulo 3). Como también el carbono extiende la zona "J" (porque es estabilizador de austenita), la descomposición de la austenita en sus productos ferrita y cementita está reprimida cuando aumenta la concentración en carbono, de modo que la velocidad crítica disminuye (Fig. 5.). La descomposición como fenómeno de nucleación y crecimiento, también está influida por la superficie de los límites de grano y por carburos complejos aumentarán entonces la velocidad crítica de enfriamiento, mientras que un recocido prolongado o una alta temperatura de austenitización disolverán una gran parte de los núcleos presentes y harán crecer el grano, lo que bajará la velocidad crítica.

De esto podemos sacar algunas conclusiones. En las mismas condiciones de temple, la profundidad de temple y la dureza máxima obtenida en un acero al carbono aumentará hasta el contenido en carbono correspondiente a la concentración eutéctica. A un contenido constante en carbono, es posible aumentar la profundidad de temple por una austenitización a temperaturas superiores. Como se trata aquí de disolver carburos y núcleos ajenos y además de un crecimiento de granos, no será tanto la temperatura de temple sino más la máxima temperatura obtenida en la fase austenítica que es de importancia primordial. Es claro que en este caso la mayoría de las propiedades mecánicas del acero pueden sufrir mucho por el crecimiento excesivo de los granos. Un método usual para averiguar la influencia de la temperatura de austenitización sobre la profundidad de temple se efectúa con probetas primero templadas desde diferentes temperaturas y luego fracturadas en ensayos mecánicos. Se examina la superficie de ruptura para determinar la zona de temple y además la zona de crecimiento de grano que da un aspecto rugoso a la fractura. Diferentes cualidades de un acero con el mismo contenido en carbono pueden presentar un comportamiento muy diferente con respecto a la profundidad de temple y sensibilidad al sobrecalentamiento, sobre todo en relación con el grado de pureza y método de elaboración del acero considerado.

Debido a los numerosos factores que tienen influencia so-

bre la templabilidad de un acero, se propusieron varios métodos para determinar experimentalmente un factor de templabilidad. Se trata siempre de poder reproducir exactamente las condiciones experimentales (temperatura y tiempo de austenización, método de temple, volumen y forma de las probetas). La prueba más conocida es la de Jominy, originalmente propuesta por Charpy y Grenet.

3.2.10.1 La prueba Jominy.

Este método describe el procedimiento para determinar la templabilidad del acero mediante la prueba Jominy o de la punta templada. La prueba consiste en templar en agua un extremo de una probeta cilíndrica de 1 pulg. de diámetro y medir hasta que la extensión del extremo templado el acero se endurezca.

La "templabilidad" se hace aparente en el grado al cual el material se endurece cuando se temple a diferentes velocidades de enfriamiento. Se mide cuantitativamente, observando generalmente la extensión o profundidad de endurecimiento de una probeta de tamaño y forma estandar en un temple estandarizado. En la prueba Jominy la "profundidad de endurecimiento" es la distancia a lo largo de la probeta del extremo o punta templada para un grado dado de endurecimiento.

Aparato: Soporte para la probeta.

Un accesorio para sostener a la probeta verticalmente de tal manera que el extremo inferior de la probeta se encuentre a una distancia de 1/2 pulg. arriba del orificio del dispositivo de temple en agua. Un soporte de tipo -satisfactorio para la probeta estandar de 1 pulg. se muestra en la fig. 5.

Dispositivo de Agua de Temple.

Un dispositivo para temple en agua de una capacidad conveniente para proveer un chorro vertical de agua que se controla a alturas de 2 1/2 pulg. cuando pasa a través de un orificio de 1/2 pulg. de diámetro. Un tanque de capacidad suficiente con una bomba pequeña y válvulas de control serán satisfactorios. La cañería de agua debe también estar provista con una válvula de apertura rápida.

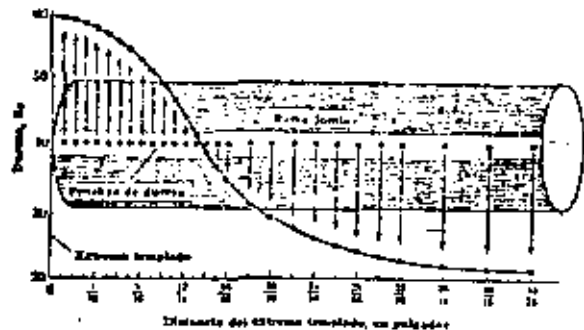
y mantenerse a esa temperatura por 20 min. Es importante calentar a la probeta en una posición vertical en un recipiente con una tapa fácilmente removible conteniendo una capa de virutas de fundición con la cara inferior de la probeta descansando sobre los pedacitos de hierro. Cuando se utiliza un recipiente es necesario determinar por medio de un termopar el tiempo requerido para que la probeta alcance la temperatura requerida.

Temple.

El dispositivo de temple de agua debe ajustarse de tal manera que el chorro de agua suba a una altura libre de 2 1/2 pulg. arriba del orificio de 1/2 pulg. sin la probeta en posición. El soporte para la probeta debe estar seco al comienzo de cada prueba. La probeta calentada debe colocarse entonces en el soporte de tal manera que su cara inferior se encuentre 1/2 pulg. arriba del orificio y el agua abierta por medio de una válvula de apertura rápida. El tiempo entre la remoción de la probeta del horno y el inicio de temple no debe ser mayor de 5 seg. El chorro de agua a una temperatura de 4,5 a 20,5°C debe dirigirse contra la cara inferior de la probeta por un tiempo no menor de 10 minutos. Tanto como sea posible, debe mantenerse una condición de aire tranquilo alrededor de la probeta durante el enfriamiento. Si la probeta no está fría cuando ésta se remueve del accesorio, deberá templarse inmediatamente en agua.

Medición de Dureza.

Se efectúan mediciones de dureza Rockwell "C" sobre la probeta con intervalos de 1/16 de pulg. La serie de lecturas de dureza se numera a partir del extremo templado de la probeta. Las superficies sobre las cuales se hacen las lecturas de dureza deben ser superficies planas mutuamente paralelas (18°), desbastadas a lo largo de la probeta. Las superficies planas deben ser desbastadas 0,015 pulg. de profundidad. Cuando se utiliza una superficie plana como base, se remueven por medio de un desbastado las huellas de penetración anteriores.



Representación de un perfil de dureza determinado sobre una muestra de acero enfriada en el dispositivo Jominy

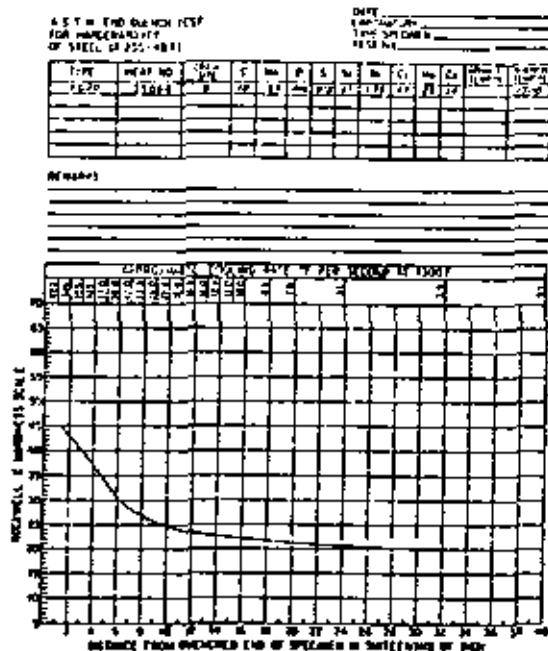


Figura 5-13 : Curva típica de templabilidad según Jominy

La posición exacta de cada lectura de dureza con respecto al extremo de temple de la probeta debe conocerse, para lograr exactitud en las comparaciones entre diferentes pruebas. Se debe tener cuidado de asegurar que no exista ningún movimiento vertical en la unión de la probeta, yunque y tornillo elevador cuando se aplica a la carga.

La operación de desbastado para preparar las superficies planas debe llevarse a cabo con gran cuidado. Las superficies deben ser planas. Para asegurarse que la información sobre la dureza no sea tomada en superficies que sufrieron un revenido durante el desbastado, se recomienda realizar el desbastado según se indica en la literatura.

Gráfica de los resultados de la prueba.

Los resultados se representan en una gráfica de templabilidad estándar preparada para este propósito, en donde las ordenadas representa la dureza Rockwell en la escala "C" y la abscisa representa la distancia entre el extremo de temple de la probeta y la determinación de la dureza correspondiente. La gráfica contiene también una escala para graficar la velocidad de enfriamiento en grados Fahrenheit por segundo desde 1300°F (704°C), la cual provee medios para hacer comparaciones directas entre pruebas de aceros usando probetas redondas de 1 pulg. de diámetro y probetas de otros tamaños y formas. Un facsimil de la carta estándar de templabilidad de la ASTM sobre la cual se han graficado curvas típicas de templabilidad se muestra en la Fig. 5.13.

Índice de Templabilidad.

La templabilidad de un acero se designa mediante un código que indica la distancia o distancias al extremo templado de la probeta dentro de la cual la dureza indicada es obtenible.

Ejemplo: Un acero aleado conteniendo 0.44 por ciento de carbono podría especificarse que tiene una templabilidad de $J_{50} = 7$, lo cual significa que el requisito mínimo para este acero sería una dureza Rockwell de C 50 a una distancia de 7/16 de pulg. del extre-

no de temple. Si se requiriera de ambos límites mínimo y máximo, el índice de templabilidad puede especificarse como $J_{pp} - 3$ a 12.

El informe.

El informe debe incluir lo siguiente, que puede registrarse en la carta de templabilidad de la ASTM:

1. Historia térmica previa del acero, incluyendo la temperatura de normalizado,

2. El tamaño de grano ASTM (Mc Quaid-Ehn) a menos que se indique de otra manera.

3. Composición química

4. Temperatura de endurecimiento utilizada en la prueba

5. Una indicación destacada en la carta estándar de templabilidad si se utilizan probetas de prueba de otra forma o tamaño (para otras formas y tamaños consulte el apéndice de la ASTM sobre este tema).

3.2.10.2 Uso de los datos de templabilidad.

Las curvas de templabilidad según Jominy (punta templada) son de gran valor práctico, porque

a. Si la rapidez de enfriamiento de un acero en cualquier temple es conocida, la dureza puede leerse directamente de la curva de templabilidad de ese acero y

b. Si la dureza puede medirse en cualquier punto, la rapidez de enfriamiento en ese punto puede obtenerse de la curva de endurecibilidad para ese acero.

Para seleccionar un acero para que satisfaga una dureza mínima en un punto dado en una pieza templada bajo condiciones dadas, la velocidad de enfriamiento en el punto dado debe ser primero conocida y el punto de referencia en la barra de la prueba Jominy

Probetas.

La probeta debe ser de 1 pulg. de diámetro por 3 ó 4 de longitud, con medios para colgarlo en una posición vertical para el temple de la punta. Las dimensiones de la probeta preferidas y de dos probetas opcionales se dan en la Fig. 5.12. La probeta debe ser maquinada de una barra previamente normalizada y de tamaño tal que permita la remoción de toda descarbonación cuando se maquina a un diámetro de 1 pulg.

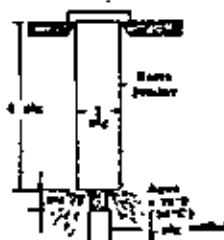


Figura 5.11 : Representación simplificada del dispositivo para efectuar la prueba de templabilidad según Jominy

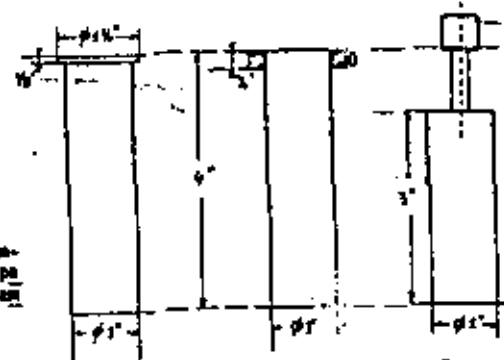


Figura 5.12 : Probetas estándar para prueba Jominy y dos variantes

El extremo de la probeta a ser enfriado en agua debe tener un acabado razonablemente bueno, preferentemente producido por el desbastado. El normalizado puede obtenerse por acuerdo entre el vendedor y el comprador. La historia térmica de la probeta debe siempre quedar registrada.

Procedimiento: Calentamiento.

La probeta debe calentarse a la temperatura de endurecimiento apropiada para el acero que se prueba (entre 30 y 40 min.),

conocida y el punto de referencia en la barra de la prueba Jominy teniendo la misma velocidad de enfriamiento debe determinarse. La relación entre la barra de la prueba Jominy y los puntos central y radio medio para varios tamaños de perfiles templados bajo diferentes condiciones se muestra en la Fig. 5.14 y 5.15.

Estas figuras hacen uso de un valor H conocido como severidad de temple (ver párrafos anteriores). Consideremos una aplicación práctica de la prueba Jominy. Consideremos una compañía que requiere hacer un eje de acero con un diámetro de 2 pulg. con una dureza mínima especificada en el centro después de temple de Rockwell C 42. Planean usar un buen temple en aceite y agitación moderada ($H = 0,35$). Les gustaría usar una barra de acero 4140 cuya curva de templabilidad se muestra en la Fig. 5.16. El problema consiste en determinar si el acero satisficará las especificaciones anteriores. Con el fin de resolver el problema es necesario primero conocer cuál es la velocidad real de enfriamiento en el centro de una barra redonda de 2 pulg. de diámetro cuando se temple bajo las condiciones dadas o la distancia a lo largo de la barra de prueba Jominy que tiene la misma velocidad de enfriamiento. Refiriéndonos a la Fig. 5.14, para una barra con un diámetro de 2 pulg. y $H=0,35$ se localiza el punto X.

Por lo tanto, a $3/4$ ó $12/16$ del extremo enfriado de la barra de la prueba Jominy tiene la misma velocidad de enfriamiento como el centro de una sección redonda de 2 pulg. templada bajo las condiciones dadas. Refiriéndonos ahora a la Fig. 5.16, se dibuja una línea vertical de $12/16$ intersectando la curva del acero 4140 como se muestra. La dureza, leída a la izquierda, es de Rockwell C37. Ya que la dureza requerida era de Rockwell 42, este acero no satisficará los requisitos bajo estas condiciones de temple. Supongamos que el medio fuera cambiado a agua sin ninguna agitación ($H= 1$). Volviendo a la Fig. 5.14, se localiza el punto y, lo cual da una distancia de $7/16$ del extremo de temple, en agua. Dibujando una línea a $7/16$ en la Fig. 5.16 que intersecte la curva 4140 muestra que la dureza ahora será de Rockwell C 45. Por lo tanto, yendo a un temple en agua satisficará los requisitos de dureza. Supongamos sin embargo, que no se puede utilizar un temple en agua. Entonces

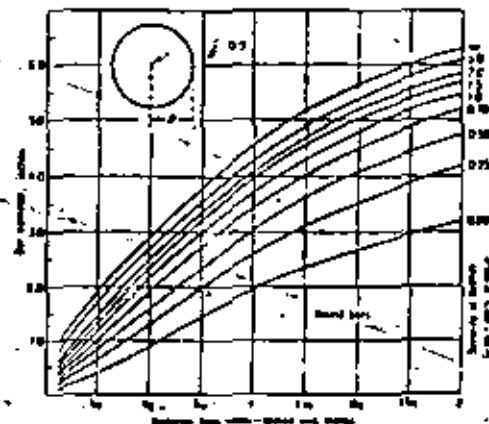


Figura 5.14 : Curvas de equivalencia entre los puntos de una probeta Jominy y el centro de barras de distintos diámetros en diversas condiciones de temple

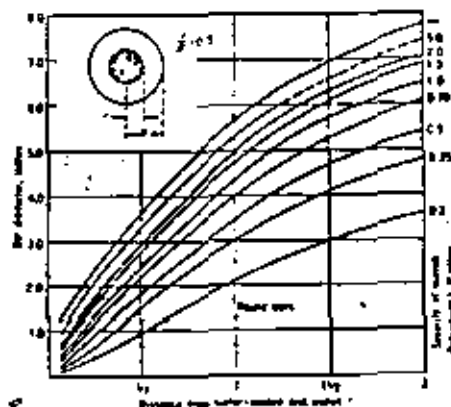


Figura 5.15 : Curvas de equivalencia entre los puntos de una probeta Jominy y los puntos de barras de distintos diámetros, distantes la mitad del radio del centro, en diversas condiciones de temple

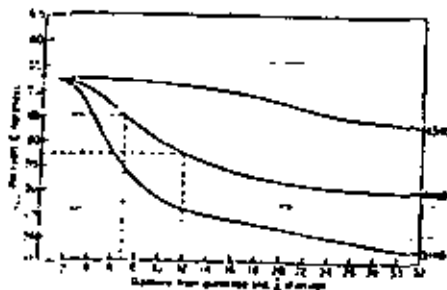


Figura 5.16. Curvas de templabilidad de extremo templado para muestras individuales de aceros aleados 4340, 4140 y 5140

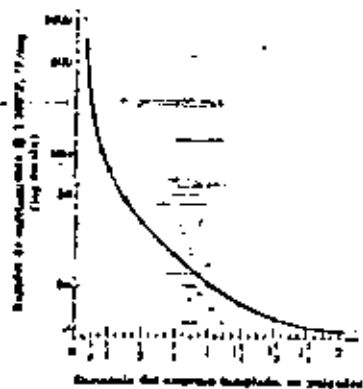


Figura 5.17: Gráfica de la rapidez de enfriamiento contra posición de temple en el extremo. Estas velocidades de enfriamiento varían insignificativamente entre los varios aceros al carbono y de baja aleación

no existe otra alternativa que utilizar un acero de mayor templabilidad. Refiriéndonos a la Fig. 5.16 muestra que un acero 4340 satisface seguramente los requisitos originales, pero la dureza RC 52 es probablemente demasiado alta.

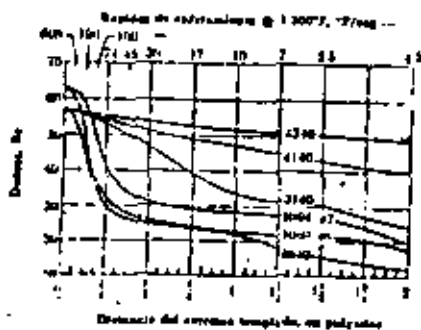
La velocidad de enfriamiento aproximada, bajo condiciones fijas de temple, en cualquier localización en cualquier pieza de forma irregular puede determinarse si se dispone de la curva de templabilidad del acero.

Cuando se compra un acero en base a una especificación de templabilidad, el comprador está seguro que obtendrá las propiedades mecánicas deseadas después del tratamiento térmico. Esto tiene como resultado un número menor de rechazos o re-tratamientos y mayor economía.

Otra aplicación de la curva de Jominy.

La Fig. 5.18 presenta la curva de templabilidad en ensayo Jominy para un acero SAE 1040 con el tamaño de grano y composición indicada. La punta templada de la probeta tiene la dureza máxima para acero al carbono de 0,40% porque el enfriamiento fue muy rápido y sólo se formó martensita. Sin embargo, directamente detrás de la punta templada, la velocidad de enfriamiento no fue suficientemente rápida para evitar una ligera formación de la ferrita y carburo, de modo que no se logró la dureza máxima en este punto (compare la dureza máxima indicada en la Fig. 5.18 con la dureza máxima para este acero en la Fig. 5.19).

También es posible determinar las velocidades de enfriamiento de barras de acero. La tabla siguiente, por ejemplo, indica las velocidades de enfriamiento a temperatura eutéctica para la superficie, diferentes fracciones de radio y centro de una barra de 3 pulg. de diámetro, templadas en agua agitada y aceite agitado. Estas velocidades de enfriamiento fueron determinadas por termopares embebidos en las barras durante la operación de temple. Datos similares pueden obtenerse para barras de otros diámetros. Estos datos se muestran en resumen en la Fig. 5.20.



	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Ni	Al
1040	0.40	0.29	0.01	0.01	0.01	0.01	—	—	—
1060	0.42	0.31	0.01	0.01	0.01	—	—	—	—
1140	0.35	0.73	1.35	0.50	—	—	—	—	—
1180	0.38	0.77	0.81	1.01	0.22	—	—	—	—
1240	0.40	0.75	1.71	0.77	0.32	—	—	—	—

Figura 3.18: Curvas de templabilidad para seis aceros con las composiciones indicadas y los tamaños de grano austenítico indicados. La latitud de especificaciones químicas normales producen algo de dispersión en las curvas de templabilidad

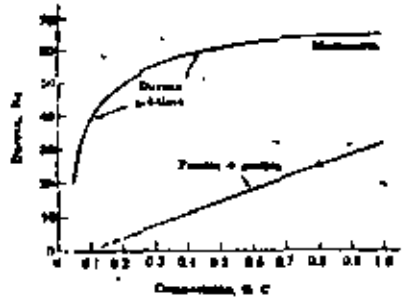


Figura 3.19: Dureza máxima versus contenido en carbono de acero al carbono, mostrando durezas máximas provenientes de martensita comparadas con durezas desarrolladas por microestructuras perlíticas

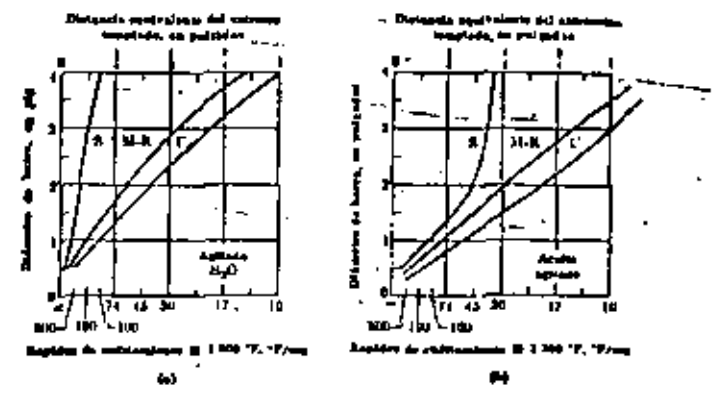


Figura 3.20: Representación gráfica de las rápidas de enfriamiento de barras redondas de acero templado en agua (a) y en aceite (b). Abscisa inferior: velocidad de enfriamiento desde 1300 °F, abscisa superior: posiciones equivalentes en una barra de templabilidad según Jominy (C=centro, M-R=radio Medio, S=superficie)

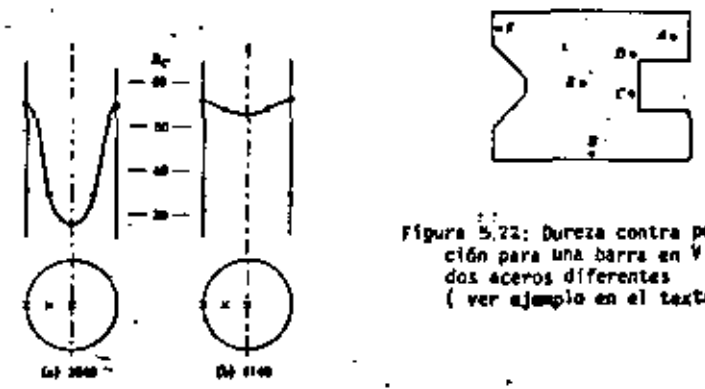


Figura 5.22: Dureza contra posición para una barra en Y de dos aceros diferentes (ver ejemplo en el texto)

Figura 5.21: Gráfica de dureza transversal, según ejemplo del texto

Tabla : Velocidades de enfriamiento a 704°C en barras de acero (diámetro 3 pulg.).

Posición	Templado en Agua agitada	Templado en Aceite agitado.
Superficie	106 ° C / seg.	20.5 ° C / seg.
3/4 radio	25	11.1 —
1/2 radio	14.4	8.3
1/4 radio	12.2	5.6
Centro	11.1	5.6

Con el empleo de los datos de la Fig. 5.20 y una curva de templeabilidad, la dureza que pudiera existir en un acero después del temple puede ser calculada. Por ejemplo, el centro de una barra de tres pulgadas templada en aceite tiene una rapidez de enfriamiento de 10°F por segundo. Dado que el centro de esta barra tiene la misma velocidad de enfriamiento como una barra de prueba Jominy del mismo acero a una distancia de una pulgada de la punta templada, la dureza en el centro de la barra será la misma que aquella en el punto a una pulgada de la barra Jominy. Por lo tanto, si la barra es acero 1040 (Fig. 5.18), la dureza del centro será 22 Rc. La Fig. 5.18 muestra que las siguientes durezas del centro pueden esperarse para barras de los siguientes aceros cuando son enfriados a 5.55°C (= 10°F) por segundo).

SAE	1040	4140	3140	4340	1060 (G S-8)	1060 (G S-2)
R	22	47	34	52	23	29

Ejemplo 1

Dos barras redondas con un diámetro de 1,5 pulg. son templadas en agua. Sus composiciones corresponden a SAE 1040 y 4140, respectivamente.

Las durezas transversales para los dos aceros se muestra en la tabla siguiente y en la Fig. 5.21.

Posición	Velocidad aproximada de enfriamiento a 705°C	Velocidad de enfriamiento a 705°C	SAE 1040	SAE 4140
Superficie	332 ° C / seg.	315.5 ° C/seg.	55R _C	56R _C
1/2 radio	55.5°C / seg.	37.8 ° C/seg.	35R _C	54R _C
Centro	36 ° C / seg.	18.3 ° C/seg.	28R _C	53R _C

No obstante que las durezas de la superficie de los dos son prácticamente idénticas, la diferencia en su endurecimiento (templeabilidad) produce una dureza en el centro más elevada para el acero SAE 4140. Como se indica, este acero tiene un contenido de α lección más elevado, que hace más lenta la transformación de austenita a ferrita y carburo. Consecuentemente, se puede formar más martensita.

Ejemplo 2

La Fig. 5.22 muestra los puntos en la sección transversal de una forma irregular de barra de acero SAE 3140 en la cual las siguientes durezas fueron obtenidas después de un temple en aceite. ¿Qué valores de dureza podrán obtenerse para una forma de barra idéntica de acero SAE 1060 (GS-8)?

Punto	SAE 3140 de la figura		SAE 1060 (GS-8) de la figura	
	Dureza	Velocidad aproximada de enfriamiento a 1300°F (704°C)	Velocidad de enfriamiento a 1300°F	Dureza
A	53 R _C	70°F (38.9°C)/seg.	70°F/seg.	32 R _C
B	52 R _C	60°F (33.2°C)/seg.	60°F/seg.	30 R _C
C	51 R _C	45°F (25.0°C)/seg.	45°F/seg.	28 R _C
D	48 R _C	35°F (19.4°C)/seg.	35°F/seg.	27 R _C
E	47 R _C	30°F (16.6°C)/seg.	30°F/seg.	26 R _C
F	56 R _C	600°F (332°C) / seg.	600°F/seg.	60 R _C

5.3 El revenido del acero.

5.3.1 Generalidades.

El revenido del acero comprende el calentamiento del acero endurecido o a veces normalizado a una temperatura debajo de la crítica o de transformación y enfriándolo a una velocidad conveniente, principalmente para aumentar la ductilidad y la tenacidad.

El acero templado en el estado martensítico es demasiado frágil para la mayoría de las aplicaciones. La formación de la martensita también deja esfuerzos residuales altos en el acero. La finalidad del revenido es producir un alivio de esfuerzos residuales y mejorar la ductilidad y tenacidad del acero. Este aumento en ductilidad es generalmente obtenido con un sacrificio de dureza y resistencia mecánica.

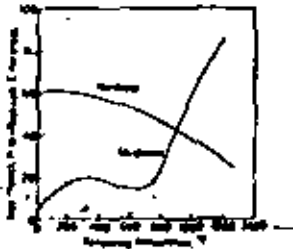


Figura 5.23: Variación de la dureza y de la resistencia al impacto de acero 4140 después de un revenido de 1 hora a diferentes temperaturas

Por lo general a lo largo del amplio rango de temperaturas de revenido, hay una disminución en dureza y un mayor aumento en tenacidad, conforme aumenta la temperatura del revenido.

Sin embargo, este dicho sólo es cierto si se determina la tenacidad por medio de la reducción de área durante un ensayo a la tracción, pero no es el caso si se determina la tenacidad por medio de una prueba de impacto de tipo Charpy o Izod. En realidad, la mayoría de los aceros presenta una reducción de la tenacidad en prueba de impacto cuando se efectúa un revenido entre 400 y 800°F (equivalente a 200-425°C), aunque la pieza pierde simultáneamente dureza y resistencia mecánica. La razón de este comportamiento todavía no se conoce completamente. La Fig. 5.23 representa una variación típica de la dureza y de la tenacidad en impacto para acero al carbono o de baja aleación.

El rango de temperaturas de 200 a 425°C representa una zona divisoria entre aquellas aplicaciones que requieren dureza y aquellas que requieren tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o resistencia al desgaste, la pieza se reviene a menos de 200°C; si se desea que la principal propiedad sea la tenacidad, la pieza se reviene arriba de 425°C.

La Fig. 5.24 representa la variación de las propiedades mecánicas de un acero de baja aleación 4140 en función de la temperatura de revenido.

Como se sabido ya, dependiendo de la velocidad de enfriamiento de la austenita, se obtienen diferentes microestructuras con diferentes propiedades que varían en dureza y resistencia en la siguiente forma: perlita gruesa Rc 15, perlita media Rc 30, perlita fina Rc 40, bainita Rc 40-60, con velocidades de enfriamiento aproximadas de 10°F/seg., 20°F/seg., 60°F/seg., o un temple rápido o bien martensita (con una dureza de Rc 64) que se obtiene con velocidades de enfriamiento de 250°F/seg. en el temple para un acero eutectoide

La martensita como se ha definido previamente, es una solución sólida superenfriada de carbono atrapada en una estructura tetragonal a cuerpo centrado.

4140 properties chart
 (single heat results)

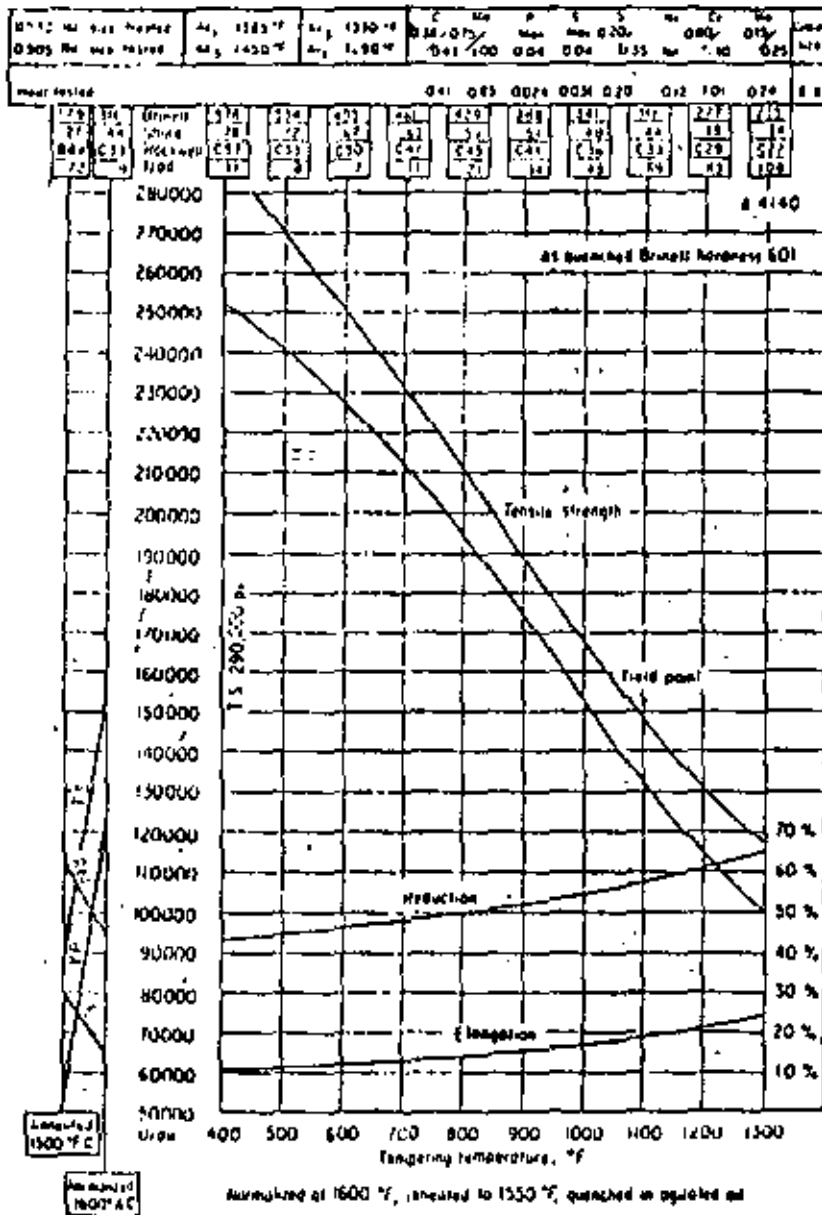


Figura B.24: Propiedades mecánicas de un acero 4140 después de temple en aceite y revenido a diferentes temperaturas

Esta es una condición metaestable y mientras se aplica energía mediante el revenido, el carbono se precipitará como carburo y el hierro se hará cúbico a cuerpo centrado. Habrá difusión y formación del carburo conforme se aumenta la temperatura de revenido.

Quando se calienta acero al carbono en el rango de 36 a 204°C, la estructura se hace negra y es a veces conocida como martensita negra. La martensita original en la condición de temple está esperando a perder su estructura cristalina tetragonal mediante la formación de un "carburo de transición" hexagonal compacto (carburo epsilon) y martensita de bajo carbono. Estudios de rayos X, Fig. 5.25 muestran la disminución en la razón a/c conforme el carbono de la martensita se precipita formando carburo epsilon.

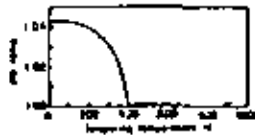


Figura : Relación axial c/a de la martensita en función de la temperatura de revenido. Con c/a = 1.00, la martensita se descompuso en ferrita y una fase de carburo (ver texto)

La precipitación del carburo de transición puede causar un ligero aumento en dureza, particularmente en aceros de alto contenido de carbono. El acero tiene alta resistencia, alta dureza, baja ductilidad, baja tenacidad y muchos de los esfuerzos residuales son aliviados.

Calentando en el rango de 232 a 400°C cambia el carburo epsilon a cementita ortorrómbica (Fe_3C), la martensita de bajo carbono se hace ferrita cúbica a cuerpo centrado y cualquier austenita retenida se transforma en bainita. Los carburos son demasiado pequeños para ser resueltos mediante el microscopio óptico y la estructura entera se colora rápidamente en una masa negra llamada troostita. Mientras que la resistencia ha bajado, es aun muy alta, más de 200000 psi. (140 Kg/mm). La ductilidad ha aumentado ligeramente, pero la tenacidad es aun baja. La dureza ha decrecido a entre

Rockwell 40 C y 60 dependiendo de la temperatura de revenido.

El revenido en el rango de 400 a 450°C continúa el crecimiento de partículas de cementita. Esta unión de las partículas de carburo permite que se pueda ver más de la matriz ferrítica, causando que la muestra se coloree más claramente que el producto que se obtiene a menor temperatura. Las propiedades mecánicas en este rango son; resistencia a la tensión 175000-200000 psi (88 a 140 Kg/mm) alargamiento 10-20% en 2 pulg. dureza Rockwell C 20-40. Lo más significativo es el aumento rápido en tenacidad, como se muestra en la Fig. 5.23.

Calentando en el rango desde 650 a 720°C produce partículas de cementita globular grandes. Esta estructura es muy suave y tenaz y es similar a la estructura de la cementita esferoidizada obtenida directamente de la austenita mediante el recocido de esferoidización. (Ver representación gráfica de estas transformaciones en la Fig. 5.26).

5.3.2 Variables principales.

La microestructura y propiedades mecánicas del acero revenido dependen de la temperatura y duración del revenido; las partículas de carburo se hacen progresivamente mayores y menos en número conforme la temperatura y el tiempo aumenta; este cambio de microestructura tiene generalmente como resultado una menor resistencia y dureza pero una mayor ductilidad y tenacidad.

Bajo ciertas condiciones, la dureza puede permanecer y ser inafectada por el revenido o aun aumentada como un resultado de ella. Por ejemplo, reveniendo un acero endurecido a temperaturas de revenido muy bajas puede no producir ningún cambio en la dureza pero puede lograr un aumento deseado en la resistencia a la deformación. Además, aquellos aceros aleados que contienen varios porcentajes de uno o más de los fuertes elementos formadores de carburo (cromo, molibdeno, vanadio y tungsteno) son capaces de un "endurecimiento secundario", esto es, estos aceros se pueden hacer más duros como resultado del revenido. (Fig. 5.27 y 5.29).

La temperatura y el revenido son variables interdependientes

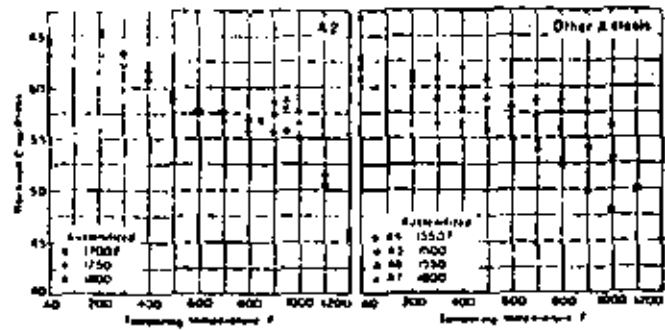


Figura 527 : Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza de aceros de media aleación templables a) aire (comp. A2 : C=1.0, Mo=1.0, Cr=5.0%)

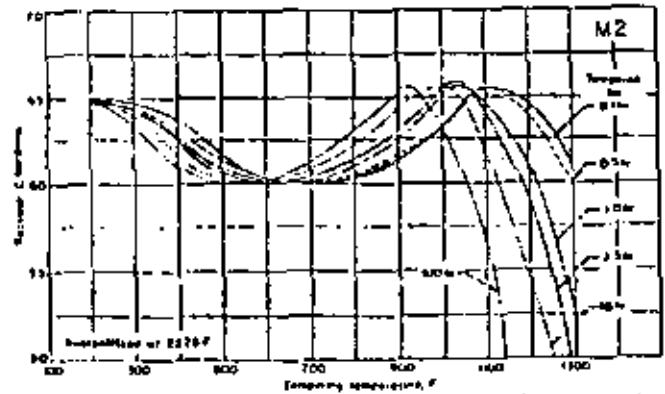


Figura 529 : Efecto de la temperatura de revenido y del tiempo sobre la dureza de un acero rápido M2 (comp. : C=0.85, W=6.0, Mo=5.0, Cr=4.0, V=1.0)

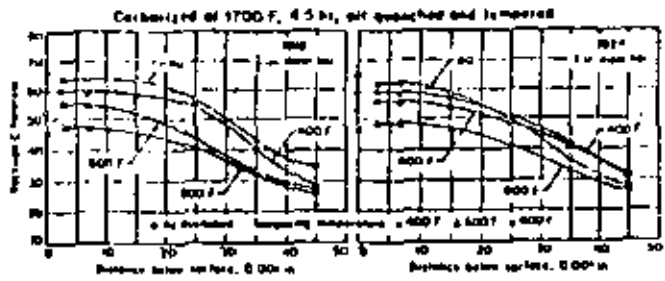


Figura 530 : Efecto del revenido sobre la dureza de la capa carburada de acero al carbono

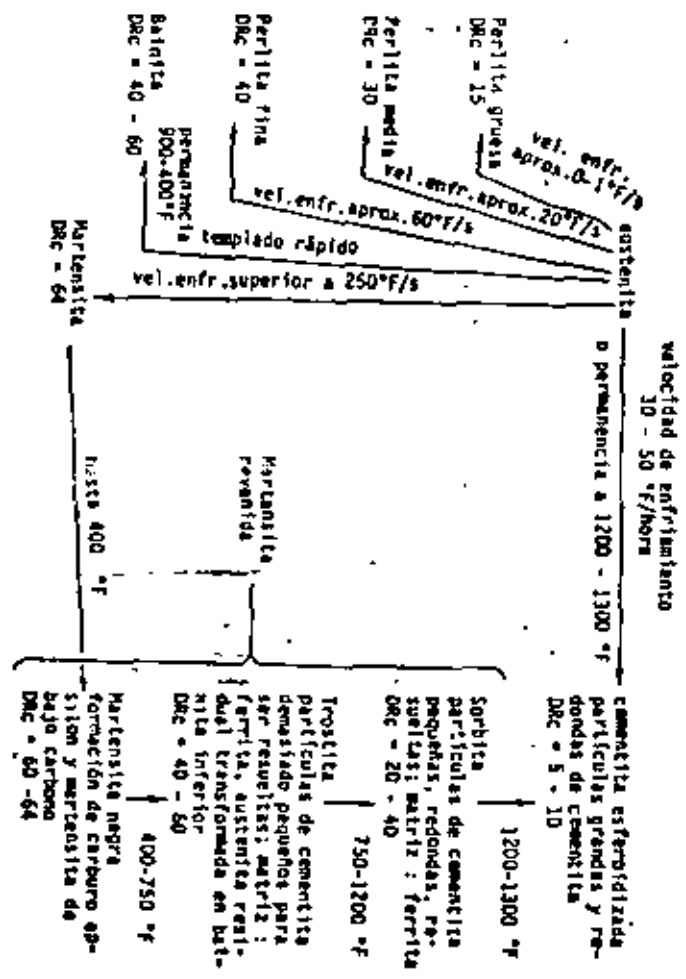


Figura 526 : Productos de transformación de la austenita y de la martensita para un acero eutectoide

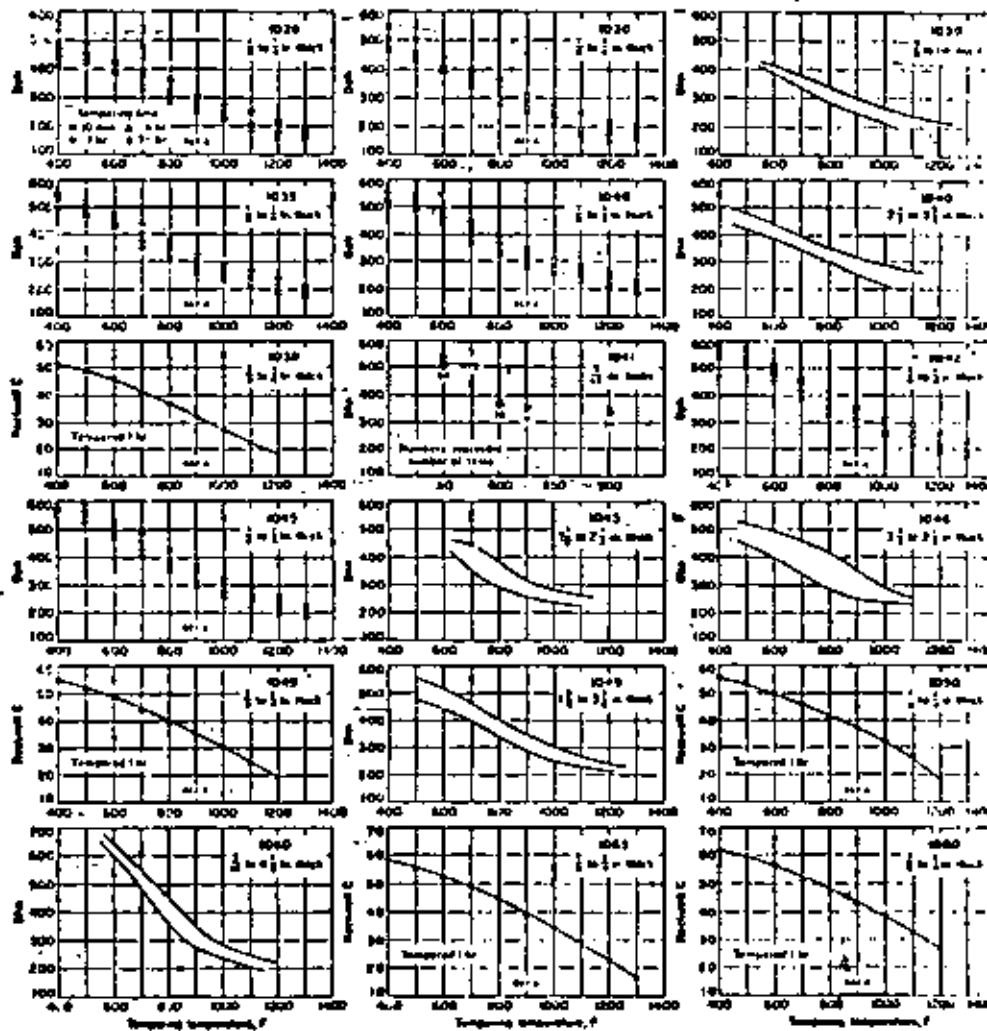


Figura 3.28: Influencia de la temperatura de revenido sobre la dureza de acero carbono templado, para cuatro tiempos de revenido, según símbolo; la gráfica superior izquierda

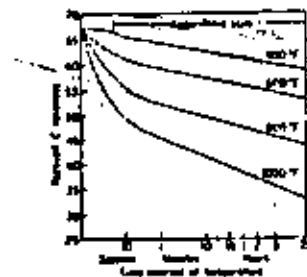


Figura 3.31: Efecto del intervalo de tiempo a cuatro diferentes temperaturas de revenido sobre el ablandamiento de un acero al carbono templado con 0.82% C

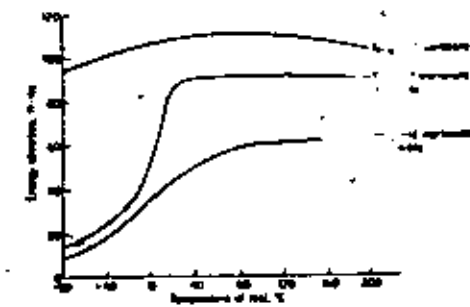


Figura 3.32: Variación de la tenacidad en prueba de impacto con la temperatura de ensayo para tres estructuras templadas y revenidas a la misma resistencia a la tracción de 125,000 psi

tes en el proceso de revenido. Dentro de los límites, bajando la temperatura y aumentando el tiempo pueden generalmente producir el mismo resultado que aumentando la temperatura y disminuyendo el tiempo.

La Fig. 5.11 representa el efecto del tiempo sobre el ablandamiento de un acero eutectoide para cuatro temperaturas de revenido. Nótese que la mayor parte del ablandamiento ocurre durante los primeros minutos y que sólo se reduce ligeramente la dureza cuando aumenta el tiempo de revenido de, por ejemplo, 1 hora a 5 horas.

Es importante realizar, que cuando se efectúan mediciones de tenacidad con el fin de comparar diferentes tipos de acero, las comparaciones deben hacerse a la misma dureza o nivel de resistencia y a la misma temperatura de prueba.

Cuando se requiere un acero con resistencia mediana a la tensión, uno podría preguntarse porqué es necesario formar primero una estructura totalmente martensítica y luego reducir sustancialmente su resistencia por medio de un revenido, mientras se puede obtener la misma resistencia, a la tracción, con menos problemas de temple, por medio de mezclas de martensita y bainita o martensita y perlita.

-- Veamos el ejemplo siguiente: unas muestras de acero de baja aleación y medio carbono se trataron térmicamente según tres procesos diferentes.

- Temple a martensita.
- Transformación isotérmica parcial a bainita y temple para formar una mezcla de bainita y martensita.
- Transformación isotérmica parcial a ferrita y perlita y temple, resultando una estructura mezclada de perlita y martensita.

Luego las tres muestras se revinieron a la misma resistencia de 125000 psi y se ensayaron. El material que era 100% martensítico antes del revenido presentó el mayor límite elástico, la mayor ductilidad, la mayor resistencia a la fatiga y la mayor tenacidad. La Fig. 5.32 representa la resistencia al impacto en función de la temperatura para las tres estructuras. Estas curvas dan la temperatura de transición entre la fractura frágil y dúctil

del material. e indican claramente que la estructura con 100% de martensita revenida presenta la mayor tenacidad a temperatura ambiente y superior, pero sobre todo una temperatura de transición muy baja, lo que representa una alta ductilidad hasta baja temperatura.

5.3.3 Aceros al carbono.

La capacidad de revenido de los aceros al carbono decrece con un aumento en el contenido de carbono. Esto se demuestra en la Fig. 5.28 que presenta datos de dureza para 12 aceros al carbono que fueron revenidos a temperaturas variando desde 204 a 704°C y tiempos que variaron de 10 min. a 24h. Los datos fueron obtenidos en probetas lo suficientemente pequeñas en sección (1/8 a 1/4 pulg.) para asegurar virtualmente una transformación completa en martensita durante el temple; los valores no reflejan la extensión de dureza que puede obtener para cada grado como resultado de variaciones de composición, de calentamiento en calentamiento.

Los datos adicionales de revenido dados en la Fig. 5.26 para aceros 1030, 1040, 1045, 1046, 1049 y 1060 indican la extensión de dureza para el rango de tamaños de sección anotados en cada carta.

5.3.4 Aceros aleados.

La función principal de los elementos de aleación en el acero es la de aumentar la templabilidad. En el revenido, el efecto de los elementos de aleación es retardar la velocidad para suavizarse. Por lo tanto, los aceros aleados requieren de mayores temperaturas de revenido que los aceros al carbono para alcanzar una dureza dada en un tiempo dado.

Las características de revenido de seis aceros bajo aleados austenitizados y templados se indican en la Fig. 5.33.

5.3.5 Efecto de la microestructura previa.

Las piezas de acero templadas en producción rara vez son enteramente martensíticas. Frecuentemente, únicamente un 50 a 90% de martensita está presente en el centro de la sección y en algunas

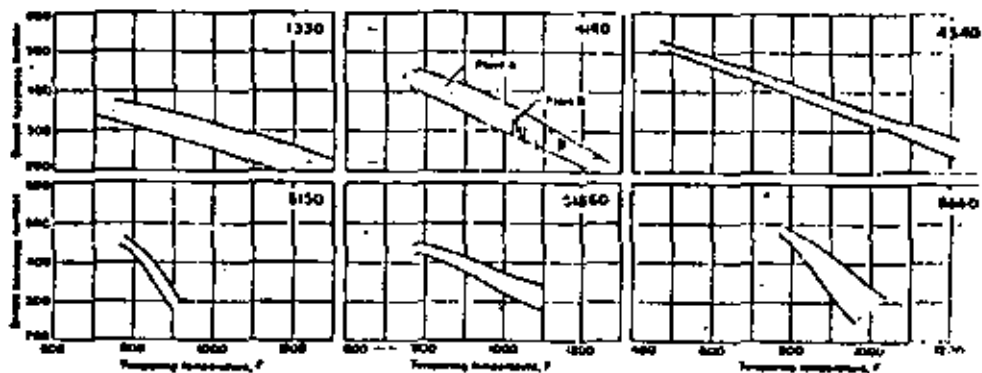


Figura 5.35 : Rangos de dureza superficial después de revenido para aceros aleados templados en aceite desde 1550 °F (1600 °F para 1330).

ocasiones la estructura central puede ser principalmente bainita y perlita. Para un diseño racional de tales piezas y como una ayuda en el tratamiento térmico de ellas, es importante conocer la capacidad de revenido de otras estructuras además de la martensita. Idealmente esta información debería de proveerse para todas las estructuras encontradas en las barras de la prueba Jominy de los aceros estándar.

La Fig. 5.36 muestra los resultados obtenidos después del revenido de barras de templabilidad de una sola coque de acero 406 durante 1 hora a "temperaturas diferentes". La Fig. 5.35 muestra el efecto de la temperatura de revenido para aceros al carbono-equilibrado con estructuras iniciales y durezas totales diferentes. La Fig. 5.36 ilustra el efecto del tiempo de revenido para una serie de aceros diferentes en su contenido en carbono pero con estructura principalmente martensítica.

5.3.6 Equipo para el Revenido.

El acero es generalmente revenido en un horno de aire o baños de sales. También se utilizan baños de metales fundidos, baños de aceites, así como unidades calentadas por flama o por inducción. Los hornos de aire que se utilizan con mayor amplitud son los hornos de convección de recirculación o circulación forzada ya sean de carga (de pozo u horizontales) o continuos.

Los hornos de baños de sales pueden emplearse para revenir a temperaturas de 160°C y mayores. La convección natural en el baño promueve la uniformidad en temperatura de la pieza de trabajo.

Toda la humedad debe ser removida de las piezas antes de ser puestas en el baño de sal, debido a que la sal fundida reacciona violentamente con la humedad. Si se introducen al baño piezas sucias o con aceite, la sal se contaminará y requerirá de una rectificación más frecuente.

Todas las piezas revenidas en sal deben limpiarse rápidamente después de ser removidas después del baño, debido a que cualquier sal que se adhiera a ellas es higroscópica y puede provocar una corrosión muy severa. Las piezas con agujeros muy pequeños de

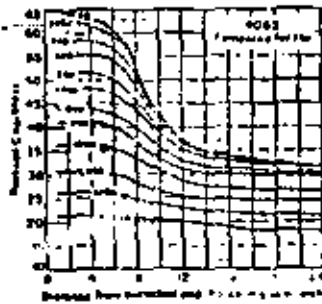


Figura 5.34: Variación de la dureza en muestra de templabilidad según Jominy después de diferentes revenidos

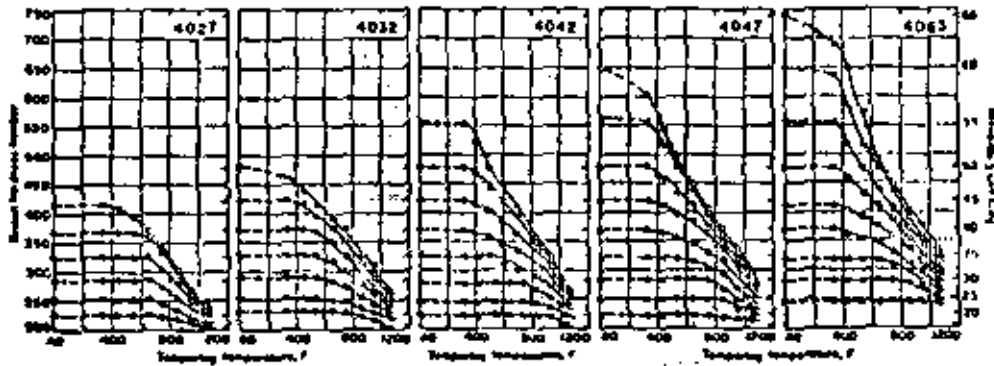


Figura 5.35: Efecto de la temperatura de revenido sobre aceros al carbono-martensítico con diferentes microestructuras previas y dureza de temple (A1)

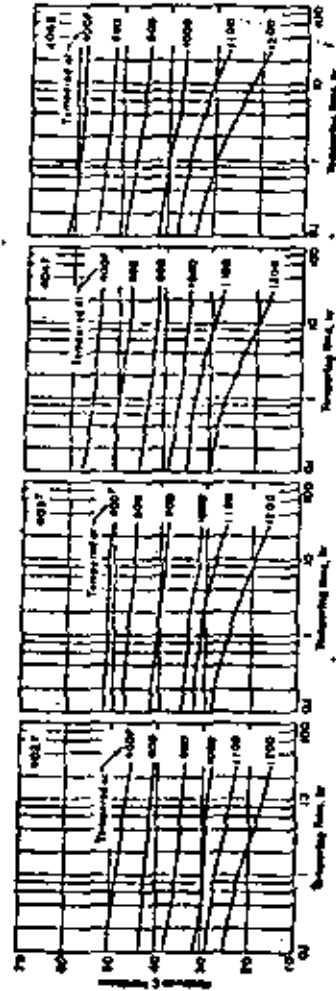


Figura 5.36: Efecto de la duración de revenido a seis temperaturas de revenido sobre la dureza de aceros al carbono-martensítico con diferentes contenidos en carbono pero con estructura martensítica previa

los cuales pueda resultar difícil limpiar la sal no deben ser revenidas en sal.

Baños de Aceite.

Estos suelen emplearse hasta temperaturas de 204°C. Para temperaturas mayores se recomienda el uso de baños de sales. Siempre teniendo en cuenta la temperatura a la cual se incendia el aceite.

Baños de metales fundidos.

Para el revenido han sido ampliamente sustituidos por los baños de sales. Cuando se emplean, un baño de metal fundido está compuesto de plomo puro comercial, que funde a 327°C y ha probado ser el más conveniente de todos los metales y aleaciones. Aunque para aplicaciones especiales, se han utilizado aleaciones con base de plomo teniendo puntos de fusión menores.

El plomo se oxida fácilmente. Aunque el plomo no se adhiere al acero limpio, la adherencia de óxido a las superficies de acero es un problema, especialmente a altas temperaturas de revenido. Dentro del rango de temperatura generalmente empleado, una capa de sal fundida protegerá la superficie del baño de plomo y la pieza será limpiada con facilidad. Arriba de los 480°C se puede usar un material granulado de carbono como cubierta protectora.

Debido a su alta conductividad térmica, el plomo es útil para un calentamiento local rápido o un revenido selectivo.

Debido al alto peso específico del plomo, las piezas revenidas en un baño de plomo flotarían a menos que se utilicen dispositivos especiales.

Otras formas.

Otros métodos utilizados para el revenido del acero son por inducción y por flama.

5.3.7 Revenidos especiales.

Revenido Selectivo.

Los baños de plomo o el revenido por flama pueden resultar útiles para el revenido selectivo.

Revenido múltiple.

El revenido múltiple se usa principalmente para:

a) Alivio de esfuerzos provenientes del temple o endurecimiento de las piezas en piezas irregulares de aceros al carbono y aleados y por lo tanto disminuir la distorsión.

b) Eliminar la sustenite retenida y mejorar la estabilidad dimensional en piezas como componentes de cojinetes y bloques calibradores.

c) Para mejorar la resistencia a la deformación y al impacto sin disminuir la dureza.

Revenido rápido.

Debido a sus contenidos de carbono o aleaciones, es probable que algunos aceros se agrieten si se permite que se enfríen hasta la temperatura ambiente durante o inmediatamente después de la operación de revenido. Esta susceptibilidad se verá acentuada con cambios bruscos de sección, esquinas agudas, agujeros y muescas.

Por ello, estos aceros deben removerse del medio de temple y puestos en el horno de revenido mientras están en el rango de temperatura de 93 a 150°C.

Algunos de los aceros que se sabe son susceptibles a este tipo de agrietamiento son 1060, 1090, 1340, 4063, 4340, 52100, 6250 8650 y 9850.

Otros aceros menos susceptibles son: 1040, 1050, 1137,

1144, 4047, 4132, 4640, 8632. Algunos aceros como 1020, 1038, 1132 4130, 5130 y 8630, no son sensibles; en general, esto es cierto para aceros al carbono conteniendo no más de 0,40% de C y para aceros aleados conteniendo no más de 0,35% de C.

5.3.8 Fragilidad del revenido.

En el revenido de aceros al carbono y muchos aceros de baja aleación a temperaturas de revenido específicas bajas, hay un aumento gradual de alargamiento a la ruptura conforme se aumenta la temperatura de revenido hasta cerca de 20°C. Sin embargo, en un revenido en la velocidad de 260 a 315°C frecuentemente resulta en una tenacidad en prueba de impacto menor que para el acero no revenido. Se ha encontrado que el mismo rango de temperatura de revenido tiene un efecto inverso sobre la capacidad del acero de fluir en el corte durante una prueba de torsión. Temperaturas de revenidos mayores generalmente aumentan la resistencia al impacto a valores mucho más altos.

Otra forma de resistencia al impacto decreciente se desarrolla particularmente en aceros de endurecimiento profundo (templables) al cromo-níquel, en el curso de enfriamiento desde la operación de revenido. Este fenómeno se manifiesta después de un enfriamiento lento desde temperaturas de revenido de 590°C o mayores, o después del revenido en el rango de temperatura entre 450 y 490°C. Un acero susceptible a este tipo de fragilidad puede perder mucho de su plasticidad, como se indica por una prueba de impacto durante el enfriamiento lento desde una temperatura de revenido de 620°C aunque el mismo acero tendrá una tenacidad satisfactoria si es templado desde la misma temperatura de revenido. Por lo tanto, el procedimiento para templar desde la temperatura de revenido es una práctica común para evitar una tenacidad decreciente. Si aceros que son susceptibles a la fragilidad de revenido se revienen de 450 a 590°C, un temple desde la temperatura de revenido no restaurará la tenacidad.

El efecto del temple directo y el enfriamiento lento desde la temperatura de revenido sobre la resistencia al impacto de un acero 5140 se muestra en la figura.

5.3.9 Temple desde la temperatura de revenido.

Como se hizo notar en la sección anterior, los aceros susceptibles a la fragilidad de revenido que se revienen arriba de 590°C deben templarse desde la temperatura de revenido.

Tales piezas deben templarse inmediatamente después de ser removidas del horno. Existen otros dos tipos de trabajo que son comúnmente templados desde la temperatura de revenido, por las siguientes razones:

- 1) Para proveer una superficie mejorada.
- 2) Para enfriar piezas para un manejo inmediato o para remover la sal. Las piezas revenidas en sal fundida son comúnmente templadas en agua como ayuda para remover la sal. Inego de que las piezas se templan requieren una limpieza y enjuague adicional para evitar la oxidación.

Para el temple de piezas revenidas se utilizan generalmente agua o mezclas de agua. No se requiere de un control de temperatura cuando el volumen de trabajo mantiene el medio de temple caliente.



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

EL TEMPLE SUPERFICIAL

Ing. José Pappaterra Caballero

JUNIO, 1982

CAPITULO VI

6. EL TEMPLE SUPERFICIAL

INDICE

- 6.1 Endurecimiento por inducción
 - 6.1.1 Generalidades
 - 6.1.2 Aplicaciones
 - 6.1.2.1 Endurecimiento para resistencia al desgaste
 - 6.1.2.2 Endurecimiento para aumentar la resistencia a la fatiga
 - 6.1.3 Selección de las variables del proceso
 - 6.1.3.1 Selección de la frecuencia
 - 6.1.3.2 Selección del diseño de la bobina
 - 6.1.3.3 Selección del medio de enfriamiento y de su aplicación
 - 6.1.4 Selección del acero para endurecimiento por inducción
- 6.2 Endurecimiento por flama
 - 6.2.1 Aplicaciones
 - 6.2.2 Métodos para el endurecimiento por flama
 - 6.2.3 Gases combustibles
 - 6.2.4 Profundidad de endurecimiento
 - 6.2.5 Operación y control de procedimiento
 - 6.2.6 Medios de temple
 - 6.2.7 Revenido de piezas endurecidas por flama
 - 6.2.8 Selección del material

6. El temple superficial.

6.1 Endurecimiento por inducción.

6.1.1 Generalidades.

Es posible generar el calor necesario para el temple o revenido de piezas de acero a través de la inducción electromagnética. Cualquier conductor eléctrico puede ser calentado por inducción electromagnética: cuando una corriente eléctrica alterna pasa por una bobina, se induce un campo magnético de alta concentración y alternando rápidamente, cuya intensidad depende primordialmente de la magnitud de la corriente en la bobina.

Este campo magnético a su vez induce un potencial eléctrico en la pieza a calentar, el cual produce una corriente eléctrica, ya que la pieza representa realmente un corto circuito y se calienta el material debido a la resistencia eléctrica y a las pérdidas de tipo I^2R .

El patrón de calentamiento obtenido por medio de la inducción está determinado por:

- La forma de la bobina inductora del campo magnético
- El número de vueltas de la bobina
- La frecuencia de operación y
- La potencia de entrada de la corriente alterna.

La Fig. 6.1 da 4 ejemplos de los campos magnéticos y corrientes inducidas producidas por algunas bobinas de inducción.

La velocidad de calentamiento obtenida por medio de bobinas de inducción depende de la intensidad del campo magnético al cual está expuesta la pieza de trabajo. En esta, la velocidad de calentamiento es una función de las corrientes inducidas y de la resistencia del material. En general, se utiliza corriente de alta frecuencia para endurecimiento con poca profundidad y frecuencias bajas o intermedias para aplicaciones en las cuales se requie-

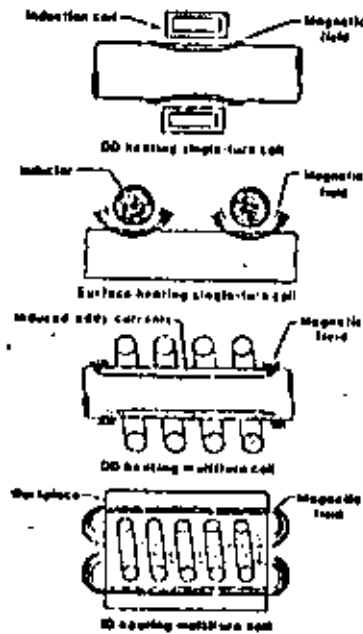


Figura 6-1: Campos magnéticos y corrientes inducidas producidos por varias bobinas de inducción

re por profundidad de temple.

La mayoría de las aplicaciones de endurecimiento superficial por inducción requiere una potencia relativamente alta y ciclo de calentamiento cortos para restringir el calentamiento al área superficial.

6.1.2 Aplicaciones.

Las principales ventajas metalúrgicas que pueden ser obtenidas por medio del tratamiento mencionado incluyen:

- Mayor resistencia al desgaste
- Mayor resistencia a la fatiga (esfuerzos cíclicos).

6.1.2.1 Endurecimiento para resistencia al desgaste.

Una ligera profundidad de endurecimiento, en el rango de 0,010 a 0,060 pulg. da una zona con buena resistencia al desgaste en aplicaciones con carga ligera hasta moderada.

Para lograr este endurecimiento de profundidad reducida, el calentamiento tiene que limitarse a la profundidad deseada utilizando equipo en el rango de 10Kc (10 kilociclos por segundo) a 2 mc (megaciclos = 10^6 ciclos).

Sin embargo, en los casos de carga pesada o de tipo de impacto, hay que aumentar la profundidad de endurecimiento de 0,06 a 0,250 pulgada para lograr un soporte adecuado y resistencia al desgaste. Para obtener estas profundidades se recomienda un rango de frecuencia de 1 a 10 Kc.

6.1.2.2 Endurecimiento para aumentar la resistencia a la fatiga.

El endurecimiento superficial por inducción hasta profundidades de 1/8 a 1/2 pulg. de barras y ejes aumentó mucho su resistencia a la fatiga en flexión y torsión. Además, este proceso permitió en algunas aplicaciones reducir el costo gracias a la sustitución por acero al carbono de aceros de alta templeabilidad.

Barros y ejes largos pasan usualmente a través de una bobina de inducción y se temple por medio de un calentamiento y temple progresivo. En general, estas piezas se ponen en rotación para obtener resultados más uniformes durante el procedimiento. Se recomienda en general un equipo con un rango de frecuencia de 1 a 50 kc.

Cuando algunos ejes u otras partes tienen áreas con esfuerzos críticos, es posible llevar a cabo un endurecimiento selectivo por inducción para aumentar las propiedades de fatiga en flexión y torsión. En función de la aplicación específica del endurecimiento deseado, se usan rangos de frecuencia de 3 a 450 kc.

6.1.3 Selección de las variables del proceso.

6.1.3.1 Selección de la frecuencia.

La distribución de la corriente inducida en una pieza es máxima en la superficie y disminuye rápidamente en el interior. La penetración efectiva de la corriente aumenta con una reducción de la frecuencia. Además, la distribución de la corriente inducida depende de las características magnéticas y eléctricas de las piezas a calentar y como estas propiedades se modifican con la temperatura, la distribución de corriente varía durante el calentamiento.

Ya que el calor difunde rápidamente hacia el interior de la pieza por conducción térmica desde que la superficie se calienta la profundidad efectiva de calentamiento está determinada por la duración del calentamiento, la densidad de potencia (o sea Kw/pulg² de superficie expuesta al inductor) y desde luego por la frecuencia. Se logra la menor profundidad de calentamiento por medio de máxima densidad de potencia, mínima duración del calentamiento y alta frecuencia.

El rango de frecuencias usuales en la industria varía de 10000 a 50000 Hz. La tabla siguiente muestra el efecto de la frecuencia sobre la profundidad de endurecimiento; como se mencionó en el párrafo anterior es posible lograr mayor profundidad de endurecimiento a la misma frecuencia, aumentando el tiempo de calentamiento.

Tabla: Efecto de la frecuencia sobre la Profundidad de Endurecimiento por Inducción.

Frecuencia (Hz.)	Profundidad teórica de penetración de la energía eléctrica (pulg.)	Profundidad práctica de endurecimiento (pulg.)
1,000	0.059	0.160 a 0.150
3,000	0.035	0.150 a 0.200
10,000	0.020	0.100 a 0.150
120,000	0.006	0.060 a 0.100
500,000	0.003	0.040 a 0.080
1,000,000	0.002	0.010 a 0.030

En los procesos discontinuos, se controla generalmente la temperatura a través del tiempo del ciclo, el cual se automatiza fácilmente. En procesos continuos, la velocidad de desplazamiento de la pieza a través de la bobina se ajusta para obtener la temperatura deseada. Debido a que estos métodos de control de temperatura son indirectos, las condiciones que producen la profundidad de endurecimiento deseada se determinan en general por experimento. Es posible utilizar un pirómetro de radiación para determinar y controlar la temperatura real de la pieza, para mejorar la uniformidad del endurecimiento. Es importante temple la pieza rápidamente después de que se haya establecido la temperatura deseada.

6.1.3.2 Selección del diseño de la bobina.

El éxito de muchas aplicaciones del endurecimiento por inducción depende de la selección y del diseño del inductor o bobina de trabajo apropiado. Existen muchos factores de influencia sobre el inductor: dimensión y configuración de la pieza a calentar, patrón de distribución de calor deseado, si la pieza se calienta en toda su longitud de una vez o progresivamente, número de elementos a calentar al mismo tiempo, cantidad de potencia disponible, etc.

La intensidad del campo magnético dentro del inductor es el factor básico que determina la velocidad de calentamiento. Por eso con el fin de lograr las máximas velocidades de calentamiento, se diseñan inductores que puedan llevar un máximo flujo de corrientes y un acercamiento máximo entre pieza e inductor.

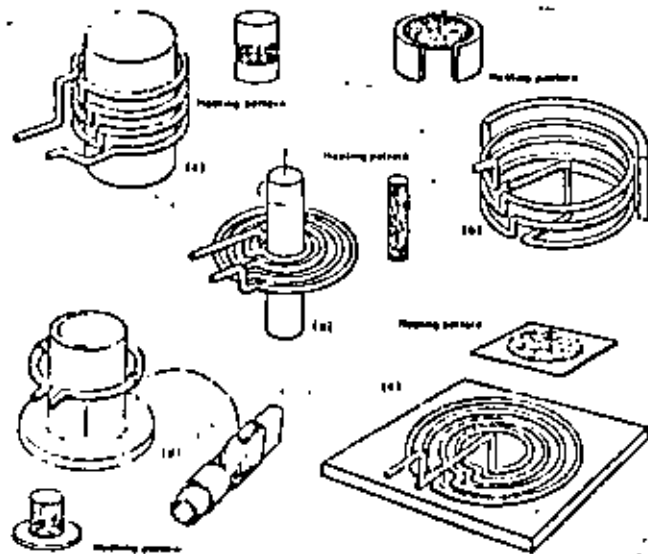


Figura 6.2 : Bobinas típicas de trabajo para unidades de alta frecuencia . . .

Existen cinco tipos de diseño básico para bobinas de inducción de alta frecuencia (más de 200kHz), los cuales representan en la Fig.6.2.

- Solenoide simple para calentamiento externo (a)
- Bobina para calentamiento interno (b)
- Bobina tipo "pastel" para producir alta densidad de corriente en una zona delgada para aplicaciones de barrido (c).
- Bobina de una sola vuelta para calentamiento por barrido de una superficie en rotación (d)
- Bobina tipo "sartén" para calentamiento local (e).

Las bobinas del primer tipo (solenoide) para calentamiento externo y son las más efectivas y hay que darles preferencia cuando sea posible. Las bobinas se hacen con tubo de cobre comercial con una sección suficiente para permitir el flujo de agua de refrigeración.

6.1.3.3 Selección del medio de enfriamiento y de su aplicación.

En la mayoría de las aplicaciones del endurecimiento por inducción se utiliza agua como medio de enfriamiento. En algunos casos se usa aceite, aceite soluble, aire comprimido, etc....

La Fig. 6.3 representa esquemáticamente ocho dispositivos básicos para el endurecimiento por inducción, los cuales se explican brevemente a continuación.

- a. bobina de calentamiento; la pieza se retira manualmente de la bobina para templearla en un tanque con medio de temple; se usa cuando la producción limitada no justifica un equipo automatizado;
- b. bobina con función de calentamiento y templeado simultáneamente;
- c. bobina con elementos calentados y elementos enfriados después de calentar con el anillo superior, el anillo inferior de temple se desplaza y efectúa el enfriamiento; método aplicable por barrido;

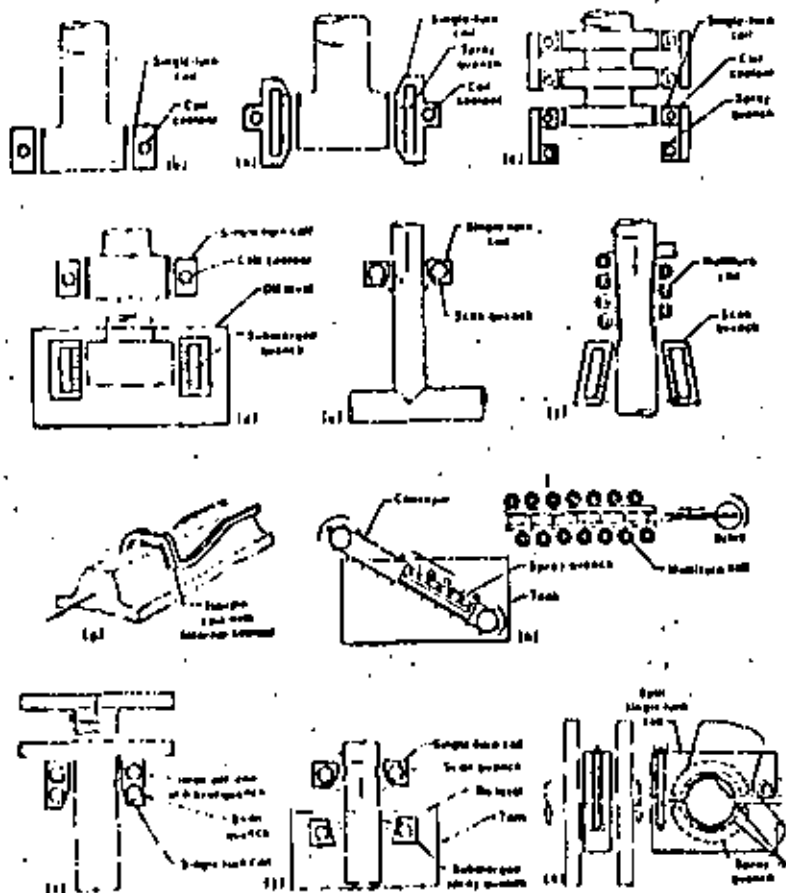


Figura 6.9 : Once arreglos básicos para el templeado por inducción

d. Calentamiento por bobina, luego la pieza baja hidráulicamente al tanque de temple, en el cual el medio de temple se agita con hélice o rocío;

e. Inductor de barrido horizontal o vertical con sistema de rocío integrado de una sola vuelta, utilizado para endurecimiento poco profundo;

f. Inductor de barrido horizontal o vertical con bobina de varias vueltas y anillo templador separado, con varias hileras de agujeros, utilizado para endurecimiento profundo o hasta el corazón;

g. Bobina de una sola vuelta, barriendo y calentando la pieza; temple propio o con aire comprimido; se usa en aplicaciones especiales con aceros de alta templeabilidad;

h. Sistema automático con transporte horizontal de las piezas a través de bobinas de calentamiento, luego temple por inmersión en tanque con medio de temple agitado por rocío;

i. Barrido vertical con inductor de una vuelta en combinación con temple dual integrado; un anillo de temple para endurecimiento por barrido y un segundo anillo (figura) para temple estacionario cuando termina el barrido; se usa para piezas con un diámetro local (por ej. brida) demasiado largo para pasar a través del inductor, pero que necesitan temple hasta la zona más ancha;

j. Inductor de simple vuelta para barrido vertical con templador integral por rocío sumergido en tanque;

k. Inductor partido y templador partido en forma de anillo, usado para el endurecimiento de la superficie de cigüeñales en contacto con los cojinetes.

El temple con rocío de agua se aplica con éxito para la mayoría de las aplicaciones con acero al carbono y acero estructural de baja aleación. Se utiliza aceite para aceros de mayor templeabilidad y para piezas con sección variable cuando se tienen problemas de agrietamiento y distorsión. A veces se utiliza aire comprimido, el cual se inyecta a través de los anillos templadores de la figura.

6.1.4 Selección del acero para endurecimiento por inducción.

La selección del acero se basa en la totalidad de los procesos de fabricación así como en las exigencias del material en servicio. Debido a la interdependencia de los factores de producción y de diseño, la selección final está determinada pocas veces por una sola variable.

Para una discusión completa nos referimos al capítulo IX de la monografía sobre "endurecimiento y revenido por inducción" de la American Society for Metals. La microestructura del material antes de endurecer es también de suma importancia para el buen desarrollo del proceso de endurecimiento por inducción: las estructuras obtenidas después de un temple y revenido contienen carburos finos y en dispersión uniforme, lo que permite una buena austenitización y en consecuencia, se logra una profundidad mínima de endurecimiento con máxima dureza superficial utilizando velocidades de calentamiento muy altas. Las estructuras "perlita-ferrita" típicas de aceros normalizados, laminados en caliente y recocidos, con un contenido de carbono entre 0,40 y 0,50% también se comportan satisfactoriamente durante un tratamiento de endurecimiento por inducción.

Para mayor información práctica referente al endurecimiento por inducción, nos referimos al Volumen II del "Metals Handbook" editado por la American Society for Metals.

6.2 Endurecimiento por flama.

El endurecimiento por flama es un tratamiento térmico en el cual la superficie de una aleación ferrosa templeable es calentada rápidamente arriba de la temperatura de transformación mediante la incidencia directa de una flama de alta temperatura y luego enfriada a una velocidad determinada para obtener la dureza y otras propiedades deseadas. La flama de alta temperatura se obtiene por la combustión de una mezcla de gas combustible con oxígeno o aire. Mediante este procedimiento se pueden obtener profundidades de endurecimiento desde cerca de 1/32" a 1/4" o más, dependiendo de los combustibles usados, del diseño del soplete, de la duración del ca-

lentamiento, de la templeabilidad del material de trabajo, del medio de temple y del método de temple utilizado.

6.2.1 Aplicaciones.

El endurecimiento por flama se aplica a una amplia diversidad de piezas de trabajo y de materiales ferrosos en los cuales se pueden obtener las propiedades mecánicas requeridas por endurecimiento selectivo o local, por una o más de las siguientes razones:

1. Las piezas son tan grandes que los hornos convencionales para calentamiento y temple son poco prácticos y no son costables. Engranajes grandes, troqueles y cilindros grandes, son ejemplos típicos de este caso.
2. Se requiere de un tratamiento térmico únicamente en un pequeño segmento, sección o área de la pieza o un tratamiento térmico de toda la pieza sería perjudicial para su funcionamiento. Ejemplos típicos de esto son: extremos de vástagos de válvulas, las superficies de levas y palancas.
3. La exactitud dimensional de una pieza determinada es impráctica o difícil de obtener o controlar por medio de un calentamiento en horno o temple. Un ejemplo típico de ello lo constituye un engranaje grande de diseño complejo, para lo cual el endurecimiento por flama de los dientes no alteraría las dimensiones del engranaje.
4. El endurecimiento por flama permite construir una pieza de un material menos costoso, teniendo como resultado un ahorro de costo total en comparación con otros métodos, técnicamente aceptables. Un ejemplo típico de ello lo puede constituir una pieza carburada de un acero aleado de bajo contenido de carbono que puede ser sustituida con menor costo por un acero al carbono endurecido por flama.

6.2.2 Métodos para el endurecimiento por flama.

La versatilidad del equipo para endurecimiento por flama y el amplio rango de condiciones de calentamiento obtenibles con

quemadores de gas permiten una variedad de métodos para el endurecimiento por flama, de los cuales los principales son:

- de punto o estacionaria,
- progresivo,
- giratorio
- combinación de progresivo y giratorio.

En el primer método se utilizan flamas colocadas adecuadamente para calentar solamente áreas locales seleccionadas, templándolas posteriormente. (Fig. 6.4). Este método se presta a automatización.

En el método progresivo, el soplete se desplaza longitudinalmente para calentar la pieza y permite así calentar piezas con dimensiones considerables (ver p. ej. Fig. 6.5).

La velocidad con que el soplete debe desplazarse sobre la superficie está regida principalmente por la capacidad de calentamiento de la cabeza, la profundidad de endurecimiento requerida, la composición y forma del trabajo y el tipo de temple empleado. Velocidades de 2 a 12 pulg. por minuto son típicas con sopletes de oxiacetileno.

A veces se combinan el método progresivo con el giratorio (Fig. 6.6): mientras se hace girar la pieza, el anillo que contiene los sopletes va caminando progresivamente a lo largo de la pieza de manera conveniente. Este método es especialmente útil para flechas o cilindros. Conforme avanza el anillo y la pieza calentada acude inmediatamente un sistema de temple por medio de rocío y dentro del mismo anillo.

6.2.3 Gases combustibles.

Se utilizan varios gases combustibles diferentes para efectuar endurecimiento por flama. Para seleccionar el gas más adecuado, hay que considerar la velocidad de calentamiento necesaria, el costo del gas y el costo inicial del equipo y de su mantenimiento.

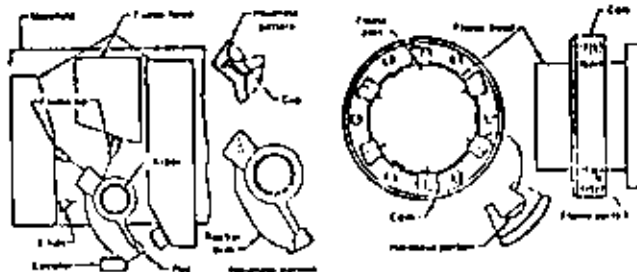
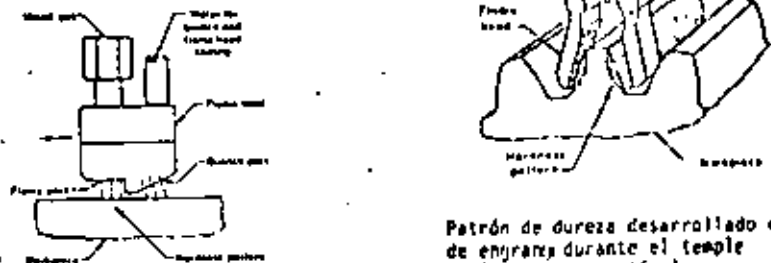


Figura 6.4: Representación simplificada del equipo para temple por flama con calentamiento local



Patrón de dureza desarrollado en dientes de engranes durante el temple por flama (poca distorsión)

Figura 6.5: Representación esquemática del método progresivo de calentamiento para temple por flama

La siguiente tabla da los principales gases combustibles y algunos de sus datos más importantes.

Gas	Calor liberado Btu/lb	Temperatura de la flama		Velocidad de quemado pulg./seg.	Intensidad de combustión.
		O ₂	Aire		
Acetileno	1410	3100° C	2350° C	21	15,036
Gas oxidante	500 a 700	2500° C	2000° C	Variable	variable
Propileno (acetileno)	1990	2700	1870	11	4,004
Propano	2100	2620	1925	12	6,040

El dato denominado "intensidad de combustión" o también "salida específica de flama" es un parámetro bien correlacionado con las velocidades reales de calentamiento; es el producto de la velocidad normal de quemado multiplicado por el valor neto de calentamiento de la mezcla de gas combustible más conveniente para una velocidad específica de endurecimiento y profundidad de endurecimiento. Los combustibles de mayor interés comercial se clasifican por la intensidad de combustión (en razones metalúrgicamente convenientes de mezcla con oxígeno) en el siguiente orden: acetileno, propano, metano.

6.2.4 Profundidad de endurecimiento.

Sólo pueden obtenerse durezas de poca profundidad (menos de 0,125 in. de profundidad) con combustibles oxígeno-gas. Debido a las flamas de alta temperatura, los combustibles oxígeno-gas poseen una transferencia de calor rápida, necesaria para una localización efectiva del patrón de calentamiento. En patrones más profundos de dureza permiten el uso de ya sea combustibles oxígeno-gas o aire-gas. Los combustibles oxígeno-gas localizan bien el calor pero se requiere de cuidado en su aplicación, para evitar el sobrecalentamiento de la superficie. Los combustibles aire-gas, con sus velocidades de transferencia de calor más lentas (temperaturas de flama más bajas), minimizan o eliminan el sobrecalentamiento de la superficie, pero generalmente extienden el patrón de calentamiento

mucho más allá del patrón de dureza deseado. Por este motivo, el endurecimiento por flama aire-gas está generalmente limitado a aceros que se templen a poca profundidad. De esta manera, el patrón de dureza se controla por el temple más que por el calentamiento. El calor más profundo producido por flamas de aire-gas puede excluir el uso de estas mezclas, porque puede ocurrir una distorsión excesiva.

Con el fin de aprovechar la máxima temperatura de la flama de gas oxígeno-combustible, la distancia del extremo del cono interno de la flama a la pieza debe ser de 1/16 in.

6.2.5 Operación y control del procedimiento.

El éxito de muchas aplicaciones de endurecimiento por flama depende grandemente en la habilidad del operador. Esto es especialmente cierto cuando el volumen de trabajo es tan pequeño o tan variado que el costo del equipo de control automático no se justifica.

Las principales variables de operación son:

- distancia del cono interior de la flama de gas oxígeno-combustible a la superficie de la pieza de trabajo, o distancia entre el soplete aire-combustible y la pieza.
- presiones y flujos de gas.
- velocidad de recorrido de la flama (soplete) a de la pieza de trabajo.
- tipo, volumen y aplicación del temple.

Estas variables deben ser controladas cuidadosamente para asegurar duplicidad de dureza superficial deseada y profundidad de dureza.

Las velocidades de la flama deben ser constantes y adecuadas, lo cual generalmente puede ser hecho con facilidad por el operador competente, pero resulta difícil para aquel que no tiene experiencia. El uso de pirómetros de radiación y ópticos puede resultar conveniente.

6.2.6 Medios de temple.

Un temple de tipo rocío ya sea integrado en la cabeza de flama o por bloques separados de temple con agua o bien con una solución diluida de aceite soluble se usa como medio de temple. No se debe permitir que los aceites de temple entren en contacto con el oxígeno o que contaminen el equipo que lo usa.

Cuando se reduce la presión del medio de temple, la velocidad de enfriamiento puede ser reducida de la máxima capacidad para la cual fueron diseñados los sistemas de calentamiento y enfriamiento. Un aumento en la distancia entre la última file de flamas y el punto en el cual incide el medio de temple permite a la masa de metal debajo del área extraer calor y de esta manera reducir la severidad del temple.

A continuación se discutirán algunos medios de enfriamiento muy usuales.

Aire forzado.

En operaciones de endurecimiento progresivo se utiliza con frecuencia aire forzado como medio de temple para aceros que son considerados aptos para ser templados en aceite. El agua no se usa inmediatamente después del calentamiento, debido a que la rápida velocidad de enfriamiento puede tener como resultado agrietamiento superficial. Debido a que la mayoría de estos aceros tienen una temperatura de transformación A_{r1} , relativamente baja, el aire forzado reduce rápidamente la temperatura de la superficie a un punto al cual el agua puede ser luego aplicada sin producir agrietamiento. De esta manera, la dureza obtenida es generalmente cercana a aquella obtenida con un temple directo con aceite. Por ejemplo, un acero 52100 templado con aire forzado seguido por agua adquiere una dureza superficial de Rockwell C 60 a 61.

El temple con aire forzado es también usado en aplicaciones donde se requiere una dureza intermedia. Un ejemplo de ello lo constituyen los rieles de ferrocarril, donde se endurecen los extremos del riel para reducir el impacto que existe entre riel y riel.

Temple de inmersión.

Los medios de temple varían de acuerdo al tipo de metal usado, la dureza y profundidad deseada y la masa, diseño y tolerancias dimensionales de la pieza. Los medios de temple pueden ser soluciones efísticas o salmuera, agua, emulsiones de aceite soluble o cualquiera de la gran variedad de aceites.

Temple propio.

Durante cualquier endurecimiento a la flama que no sea endurecimiento total, la masa del metal frío debajo de la capa calentada ayuda en el temple por extracción de calor. De esta manera, durante el endurecimiento progresivo de dientes de engranajes hecho de aceros de contenido medio de carbono tales como 4140, 4150, 4140 ó 4640, la combinación de la rápida velocidad de calentamiento y el gradiente de temperatura entre la superficie y el interior del engranaje da como resultado un temple propio sustancial que es equivalente al temple en aceite.

6.2.7 Revenido de piezas endurecidas por flama.

Generalmente es deseable revenir las piezas que han sido endurecidas por flama; la necesidad de producir martensita revenida es la misma a pesar del método de tratamiento térmico utilizado para obtenerla. El acero endurecido a la flama responderá al tratamiento de revenido del mismo modo para un mismo endurecimiento por cualquier otro método.

Las piezas grandes generalmente que se endurecen por el método progresivo pueden ser inmediatamente revenidas recalentando la superficie endurecida con una cabeza de flama colocada a poca distancia del medio de temple.

En piezas largas endurecidas a la flama a profundidades de cerca de 6 in o más, el calor residual presente después del temple puede ser suficiente para lograr un alivio de esfuerzos suficientes y un revenido posterior en una operación separada puede resultar innecesario (revenido propio).

6.2.8 Selección del material.

La aplicación del endurecimiento por flama está limitada a los aceros templables.

Aceros al carbono.

Los aceros al carbono con el 0,37 al 0,55% son los que se usan con mayor amplitud para endurecimiento a la flama. Pueden endurecerse secciones de 10 a 12 mm, comportamiento que permite el uso de acero al carbono para la construcción de pequeños engranajes, ejes y otras piezas de sección transversal pequeña que requieran propiedades uniformes en toda la sección. Estos mismos aceros pueden ser usados para piezas más grandes que requieren durezas poco profundas de 1 a 6 mm.

Los aceros al carbono 1035 a 1053 son convenientes para el endurecimiento por flama; los 1042 y 1045 son los más disponibles y se recomiendan para la mayoría de las aplicaciones de endurecimiento a la flama.

Aceros aleados.

El uso de aceros aleados para el endurecimiento a la flama es justificable únicamente en los siguientes casos:

1. Cuando se necesita una alta resistencia en el interior de la pieza (lo que se logra por medio del tratamiento térmico anterior al endurecimiento a la flama), y los aceros al carbono resultan inadecuados para lograr esta resistencia en las secciones de trabajo.

2. Cuando la forma o masa de la pieza, restricciones respecto a la distorsión o el peligro de agrietamiento imposibilitan el uso de acero al carbono templado en agua.

3. Cuando ciertas composiciones pueden ser obtenidas con mayor facilidad que las composiciones al carbono apropiadas para el uso aplicación.

CAPITULO VII

7. TEMPLES ESPECIALES

INDICE

7.1	Martempering, martemple o temple interrumpido	7-1
7.1.1	Martemple convencional	7-1
7.1.2	Martemple modificado	7-3
7.1.3	Medios de martemple	7-4
7.1.4	Aceros para el martemple	7-4
7.1.5	Efecto de masa	7-7
7.1.6	Control de las variables del proceso	7-9
7.1.7	Enfriamiento desde el baño de martemple	7-9
7.2	Austemple	7-11
7.2.1	Introducción	7-11
7.2.2	Medios de temple para el austemple	7-13
7.2.3	Aceros para el austemple	7-14
7.2.4	Temperatura de austenitización	7-17
7.2.5	Aplicaciones	7-18
7.2.6	Austemple modificado	7-18

7. TEMPLAS ESPECIALES.

7.1 Martempering, martempleado o temple interrumpido.

El Martempering del acero representa esquemáticamente en la Fig. 7.1 y consiste en:

a) Templar desde la temperatura de austenitización en aceite o sal fundida a una temperatura en la parte superior (o ligeramente arriba) el rango de martensita.

b) Mantener en el medio de temple hasta que la temperatura en toda la masa del acero sea substancialmente uniforme y

c) Enfriar (generalmente en aire) a una velocidad moderada, para evitar cualquier gran diferencia de temperatura entre el interior y el exterior de la pieza.

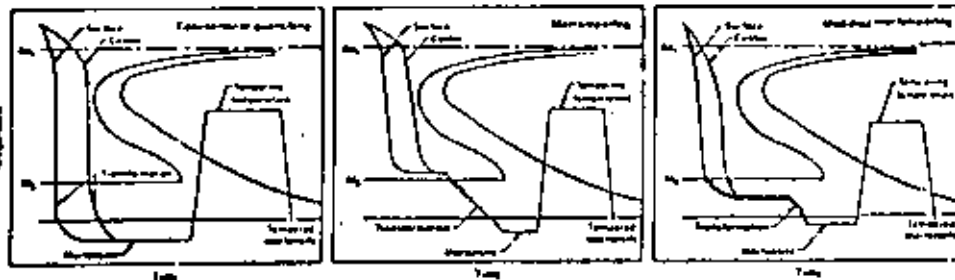


Figura 7.1 : Diagramas TTT o de transformación isotérmica con superposición de curvas de enfriamiento, representando esquemáticamente los procesos de : temple y revenido convencional (izquierda), martemple o temple interrumpido (centro), martemple modificado (derecha)

La formación de martensita ocurre con buena uniformidad a través de toda la pieza durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente, evitando de esta manera la formación de cantidades excesivas de esfuerzos residuales. Sin embargo, el martempering (también conocido como martemple) no reemplaza el revenido: después de que las piezas martempladas se han enfriado a temperatura ambiente, se someten a un revenido de la misma manera como si hubieran sido templadas convencionalmente.

Las curvas de la Fig. 7.1 representan las diferencias que existen entre el temple con revenido convencional y el martemple. Debido al enfriamiento relativamente lento durante el martemple, las secciones ligeras y pesadas se transforman en la superficie y en el centro de la pieza, casi al mismo tiempo.

De esta manera, el martemple minimiza o elimina la distorsión que es resultado de velocidades de transformación desiguales, las cuales ocurren normalmente en el temple convencional.

Por lo tanto, el martemple minimiza la distorsión de la pieza y se desarrollan menos esfuerzos residuales que en un temple convencional.

Cuando la templabilidad del acero es adecuada (o sea suficiente), el martemple provee un control dimensional mejor que el temple convencional, debido a las variaciones dimensionales más uniformes entre piezas y lotes. Además, menos esfuerzos residuales de tracción se desarrollan en el martemple, debido a que las mayores variaciones térmicas ocurren mientras el acero está en la condición austenítica relativamente plástica y debido a que la transformación final y los cambios térmicos ocurren a través de toda la pieza aproximadamente al mismo tiempo. En la tabla siguiente se comparan los efectos de un martemple y revenido sobre las propiedades de un acero 1095 con los efectos obtenidos mediante un temple convencional y revenido.

Propiedades mecánicas de un acero 1095 tratado térmicamente por dos métodos.

Prueba	Tratamiento Térmico	Dureza Rockwell C	Resistencia al impacto ft. lb	alargamiento en 1 in. %
1	Temple en agua y revenido	51.0	12	0
2	Temple en agua y revenido	52.5	14	0
3	Martempe y revenido	53.0	20	0
4	Martempe y revenido	52.8	24	0

En muchos casos, el martempe ha eliminado la necesidad del uso de dispositivos de sujeción durante el temple, los cuales se utilizaban para minimizar la distorsión durante el temple convencional y ha reducido por ello el costo de herramientas y manejo. Sin embargo, cuando se cambia del temple convencional al martempe, puede ser necesario estudiar las variaciones dimensionales en piezas individuales antes de establecer las dimensiones.

7.1.2 Martempe modificado.

El martempe modificado difiere del martempe "estándar" únicamente en que la temperatura del baño de temple es más baja, variando desde apenas por debajo del punto Ms hasta cerca de 100°C (Fig. 7.1, gráfica de la derecha). Se obtienen velocidades de enfriamiento más rápidas con el martempe modificado que con el proceso estándar debido a la mayor diferencia de temperatura entre la austenitización y el baño de martempe. Esto es importante para aceros de menor templeabilidad que requieren de un enfriamiento más rápido con el fin de endurecer a una profundidad suficiente. Por lo tanto, el martempe modificado es aplicable a un rango más amplio de composiciones de acero que en el proceso estándar.

Otra ventaja del martempe modificado es que las menores temperaturas del medio de temple permiten con frecuencia el uso de un equipo de temple más sencillo. Además debido a que el aceite es invariablemente el medio de temple empleado en el martempe modificado, el equipo existente puede ser modificado a bajo costo.

En general, se obtienen resultados uniformes y reproducibles por ambos métodos, el estándar y el modificado. Sin embargo, es probable que el proceso modificado provoque distorsión en partes sensibles. Por lo tanto, se puede requerir de mayores tolerancias para el maquinado u otro acabado cuando se utiliza el proceso modificado.

7.1.3 Medios de Martempe.

La sal fundida o el aceite caliente son ambos ampliamente usados para el martempe. Varios factores deben ser considerados cuando se busca elegir entre la sal o el aceite. La temperatura de operación es el factor decisivo más común. Los aceites son ampliamente usados para el martempe hasta los 200°C y en algunos casos hasta 250°C. La sal fundida se usa en el martempe en un rango de 200 a 400°C.

7.1.4 Aceros para el martempe.

Siempre que se vaya a hacer un martempe se debe considerar cuidadosamente la capacidad de endurecimiento del acero (templeabilidad) y el tamaño de la sección.

Los aceros de bajo contenido de carbono tienen una curva TTT muy hacia la izquierda, lo que permite que se obtenga una estructura completamente martensítica. Estos aceros requieren un enfriamiento de mayor velocidad, lo que hace que no sean apropiados para el martempe. Los aceros aleados son generalmente más adaptables al martempe que los aceros al carbono. En general cualquier acero que pueda ser templado en aceite puede ser martempleado.

Algunos grados de acero martempleables para obtener dureza completa son por ejemplo: 1090, 4130, 4150, 4340, 4640, 5140, 6197

8630, 8640, 8740 y 8745. Tipos para cementación tales como 3312, 4620, 5120, 8620 y 9310 con también ~~comúnmente~~ martempletados después de ser cementados.

El éxito de un martempletaje se basa en el conocimiento de la características de transformación (curvas TTT) del acero considerado. El rango de temperatura de formación de martensita es especialmente importante. La Fig. 7.2, muestra los rangos de temperatura para formación de martensita para 14 aceros al carbono y aleados. Se puede observar dos tendencias en estos datos:

1. Conforme aumenta el contenido de carbono, el rango de martensita se amplía y se reduce la temperatura de transformación de martensita.

2. El rango de martensita de un acero triple aleado (Ni-Cr-Mo) es generalmente más bajo que aquel de ya sea un acero con una sola aleación o doble aleado con un contenido de carbono semejante.

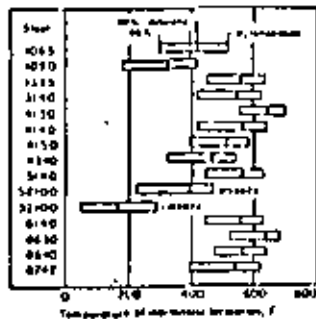


Figura 7.2 : Rangos de temperatura de formación de martensita en 14 aceros al carbono y de baja aleación

El acero escogido para el martempletaje debe contener una cantidad suficiente de elementos de aleación o carbono para mover la nariz de la curva TTT hacia la derecha, lo que permite entonces el templado de las piezas de trabajo y que no se corte la nariz de la curva TTT.

El diagrama de un acero hipoeutectoide de baja aleación (5140) conveniente para el martempletaje se muestra en la Fig. 7.3. El cromo de este acero causó la forma característica de la curva TTT cerca de los 1000°F (538°C).

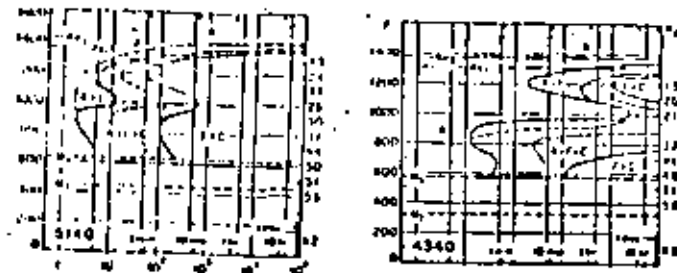


Fig. 7.3

Figura 7.3 : Diagramas TTT de aceros 4340 y 5140. La temperatura de austenización para ambos aceros fue de 1550 °F, tamaño de grano : 7-8 para 4340 y 6-7 para 5140

El diagrama TTT para un acero con una templabilidad extremadamente alta (4340) también se muestra en la Fig. 7.3. El efecto combinado de níquel, cromo y molibdeno sobre la templabilidad es ilustrado en este diagrama. Estos elementos causan una nariz doble sobre la curva TTT. La nariz que ocurre cerca de (900°F) 480°C es más significativa en el martempletaje que la que ocurre cerca de los 650 °C (1200°F). Los aceros al tener una templabilidad tan alta fácilmente martempletan produciendo estructuras enteramente martensíticas.

Los aceros de bajo y medio contenido de carbono desde el 1008 hasta el 1040 tienen una templeabilidad demasiado baja para ser martemplados con éxito, a menos que sean cementados. La curva ITT para un acero 1034 (ver capítulo 3) es característica de un acero que no es conveniente para el martemplet con excepción de secciones de únicamente unas cuantas décimas de milímetro de espesor, sería imposible templear el acero en sal caliente o aceite sin encontrar productos de transformación superiores (bainita, perlita, etc.).

Grados ífentes.

Algunos aceros al carbono de mayor contenido de manganeso tales como el 1041, pueden ser martemplados con éxito cuando las secciones son delgadas. Aceros de baja aleación que tienen aplicaciones limitadas para un martemplet exitoso son enlizados abajo; los grados de menor carbono son carburados antes de martemplarse:

1330 a 1345	4520
4012 a 4042	5015 y 5046
4116 a 4137	6118 y 6120
4422 y 4427	8115

La mayoría de los aceros aleados anteriores son convenientes para el martemplet en secciones hasta 5/8 o 3/4 in. El martemplet a temperaturas menores de 204°C (400°F) mejorará la respuesta al endurecimiento aunque la distorsión puede ser mayor que cuando se lleva a cabo el martemplet a altas temperaturas.

7.1.5 Efecto de masa.

La limitación del espesor de la sección o la masa debe ser considerada en el martemplet. Con una severidad de temple dada, hay un ífente al tamaño de la barra cuyo centro se puede enfriar lo suficientemente rápido para transformarse enteramente en martensita. Esto se ilustra en la Fig. 7.4 que compara el diámetro máximo de la barra que puede ser endurecida por el martemplet, el temple en aceite y temple en agua de un acero 1045 y cinco aceros aleados de varias templeabilidades.

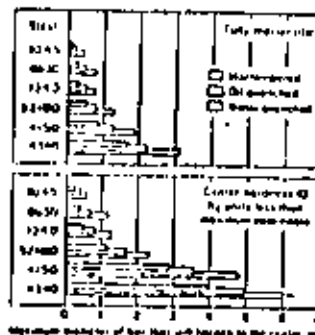


Figura 7.4 : Diámetro máximo aproximado de barras que pueden ser endurecidas por martemplet, temple en aceite y temple en agua

Para algunas aplicaciones no es enteramente necesario obtener una estructura totalmente martensítica y una dureza en el centro de 10 unidades Rockwell C menor que el máximo que puede ser obtenido para un contenido de carbono dado puede ser aceptable. El diámetro máximo de la barra mediante este criterio es desde 25 a 300x mayor que el diámetro máximo que puede ser hecho enteramente martensítico (gráfica inferior de la Fig. 7.4).

Los aceros seleccionados para el martemplet deben ser juzgados en base a la templeabilidad y al tamaño de la sección. Para formar la misma cantidad de martensita, para una sección dada, el contenido de carbono o el contenido de aleación, o ambos, deben ser un tanto mayores para el martemplet que para el temple convencional.

7.1.6 Control de las variables del proceso.

El éxito del martemple depende de un cuidadoso control de las variables en el proceso entero. Es importante que la estructura previa del material que se austenitiza sea uniforme. Así también se requiere del uso de una atmósfera protectora (o sal) en la austenitización, debido a que el óxido actúa como una barrera para uniformar el temple en aceite caliente o sal.

Las variables de proceso que deben ser controladas en el martemple incluyen la temperatura de austenitización, grado de homogeneización y solución de carburo, porque afecta la temperatura Ms, que es importante para establecer los procedimientos de martemple.

El control de temperatura durante la austenitización es el mismo para el martemple que para el temple: una tolerancia de $\pm 5.5^{\circ}\text{C}$; (10°F). Las temperaturas de austenitización que más comúnmente se utilizan para una cantidad de aceros diferentes se indican en la tabla de la página siguiente.

En la mayoría de los casos, las temperaturas de austenitización para el martemple serán las mismas que para el temple convencional en aceite. Ocasionalmente, sin embargo, aceros de medio contenido de carbono son austenitizados a temperaturas mayores previo al martemple, para aumentar la dureza de temple.

Para piezas cementadas, temperaturas de austenitización bajas darán generalmente un mejor control de tamaño durante el martemple. Para obtener cambios dimensionales mínimos, se debe usar la mínima temperatura de austenitización que dará propiedades satisfactorias en el núcleo. El porcentaje de la razón de profundidad de pared a núcleo, puede ser también un factor de control, particularmente sobre tamaños y formas de sección crítica.

7.1.7 Enfriamiento desde el baño de martemple.

El enfriamiento desde el baño de martemple es hecho ordinariamente en aire quieto, para evitar grandes diferencias de temperatura entre la superficie y el interior del acero. Ocasionalmente

Tabla : Temperaturas típicas de austenitización

Acero	Temperatura en $^{\circ}\text{F}$		
	Austenitización	Martemple en aceite	en sal
Aceros de endurecimiento completo			
1024	1600	275	-
1070	1550	350	-
1146	1500	350	-
1330	1550	350	-
4063	1550	350	-
4130	1550	-	400 a 500
4140	1550	300	-
4140	1525	-	450 a 525
4340, 4350	1500	-	450 a 525
52100	1575	375	-
52100	1550	-	350 a 475
8740	1525	-	450 a 525
Aceros para cementación			
3112	1500	-	350 a 375
4320	1525	-	350 a 375
4615	1750	375	-
4720	1550	-	350 a 375
8617, 8620	1700	300	-
8620	1575	-	350 a 375
9310	1500	-	350 a 375

se usan ventiladores para un enfriamiento con aire forzado en secciones de más de 1/4 de espesor, pero se regula de precaución si la pieza varía en sección o si tiene más superficie expuesta sobre una sección, tal como en hilos o en dentaduras, debido a que pueden ocurrir cantidades objectionables de distorsión cuando se enfría rápidamente a través del rango martensítico. Generalmente, el enfriamiento de las piezas de trabajo en aceite frío o agua después de remover del baño de martempe se considera indeseable, debido a que se reestablecerían gradientes térmicos y patrones de esfuerzo desiguales que aumentarían la distorsión. El tiempo de enfriamiento varía con la masa y la densidad de la carga, el espesor máximo de la sección de la pieza de trabajo y la temperatura del aire ambiente. Generalmente, cargas de producción de 800 a 1000 lb desde un horno discontinuo o continuo requerirán de 2 1/2 a 5 h. para alcanzar la temperatura ambiente.

Después de enfriar a la temperatura ambiente, las piezas templadas pueden ser generalmente mantenidas a temperatura ambiente por varias horas y algunas veces días sin riesgo de que se agrieten, debido a que los esfuerzos residuales son bajos comparados con aquellos obtenidos en piezas templadas convencionalmente. El mantener las piezas a temperatura ambiente también permite una transformación más completa de aceros lentos en transformarse.

7.2 Austempering o austempering

7.2.1 Introducción,

El austempering es la transformación isotérmica de una aleación ferrosa a una temperatura debajo de aquella de la formación de perlita y arriba de aquella de la formación de martensita. El acero se austempera por:

1. Calentamiento a una temperatura dentro del rango de austenitización (generalmente 790 a 871°C - 1450 a 1600°F),
2. Temple en un baño mantenido a temperatura constante generalmente en el rango de 260 a 400°C (490 a 750°F),
3. Permitiendo la transformación isotérmica a bainita en este baño,

4. Enfriamiento a temperatura ambiente, generalmente en aire quieto.

Las diferencias fundamentales entre el austempering y el temple convencional y revenido son mostradas esquemáticamente en la Fig. 7.5.

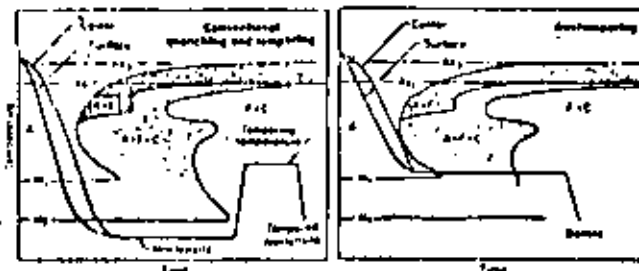


Figura 7.5 : Comparación esquemática de los ciclos de tiempo-temperatura transformación para el temple y revenido convencional y el austempering o austempering

La finalidad principal del austempering es obtener una buena ductilidad o tenacidad con una dureza determinada, como se puede observar en la siguiente tabla:

c. Su viscosidad es baja a temperaturas de austemple (cerca de aquella del agua a temperatura ambiente), de esta manera minimizando las pérdidas por arrastre;

d. Su viscosidad es uniforme sobre un rango amplio de temperatura; y

e. Permanece estable a temperaturas de operación y es completamente soluble en agua, facilitando de esta manera operaciones subsiguientes de limpieza.

Piomo fundido.

El plomo fundido también puede ser usado como medio para un martempe, aunque su uso ha sido restringido debido a su alto costo inicial y debido a que su alta densidad requiere del uso de medios rígidos de sujeción o dispositivos especiales para sumergir las piezas que están siendo tratadas. Además, el plomo requiere de protección contra la oxidación y puede dar lugar a una gran dificultad que es la de limpiar el plomo o el óxido de plomo que se adhiere al metal templado, lo cual puede resultar imposible.

Aceite.

El aceite es raramente usado para el austempe, debido a su inestabilidad química y al cambio de viscosidad resultante a temperaturas de austempe. Debido a su fase de vapor persistente, el aceite es un medio de temple más lento que le sal a temperaturas elevadas y presenta un peligro de incendio.

7.2.3 Aceros para el Austempe.

La selección del acero para el austempe debe basarse en las características de transformación como se indica en los diagramas TTT. Tres consideraciones importantes son:

a. La localización de la nariz de la curva TTT y el tiempo disponible para evitarla,

b. El tiempo requerido para completar la transformación de austenita en bainita a la temperatura de austempe, y

c. La localización del punto Ms.

Como se indica en la Fig. 7.6, el acero al carbono 1080 posee características de transformación que lo proveen con una conveniencia limitada para el austempe.

El enfriamiento desde la temperatura de austenitización al baño de austempe debe llevarse a cabo en cerca de un segundo para evitar la nariz de la curva TTT y evitar de esta manera la transformación en perlita, durante el enfriamiento. Dependiendo de la temperatura, la transformación isotérmica en el baño se completa dentro de un período variando desde unos cuantos minutos hasta cerca de 1 h. Debido a la alta velocidad de enfriamiento requerida, el austempe de un acero 1080 únicamente puede llevarse a cabo cuando se trata de secciones delgadas. (cerca de 0.2 in. max).

El acero de baja aleación 5140 es conveniente para el austempe, como lo indica la curva TTT para este acero que se muestra en la Fig. 7.6. Se tienen 2 seg. para evitar la nariz de la curva TTT y la transformación en bainita se completa dentro de 1 a 10 min de 316 a 400°C (600 a 750°F). Las piezas hechas de un acero 5140 o de otros aceros cuyas características de transformación son similares a las del 5140 son adaptables para el austempe en secciones mayores que las que son posibles para un acero 1080, debido al mayor tiempo permisible para evitar la curva nariz.

Además de los aceros previamente mencionados (1080 y 5140) otros aceros adaptables del austempe incluirían:

1. Aceros al carbono conteniendo de 0,50 a 1,00% C y un mínimo de 0,60% Mn.
2. Aceros de alto contenido de carbono conteniendo más de 0,90% C y posiblemente, un poco menos de un 0,60% de Mn.
3. Ciertos aceros al carbono (tales como el 1041) con un

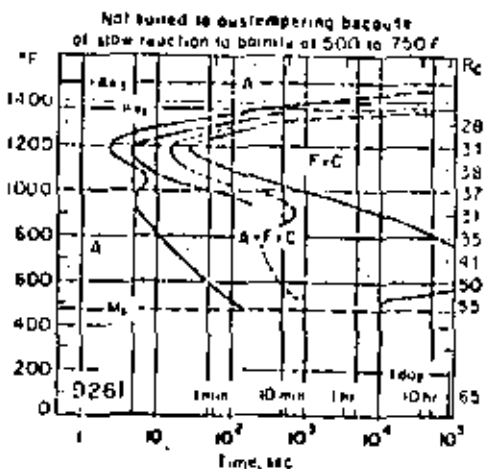
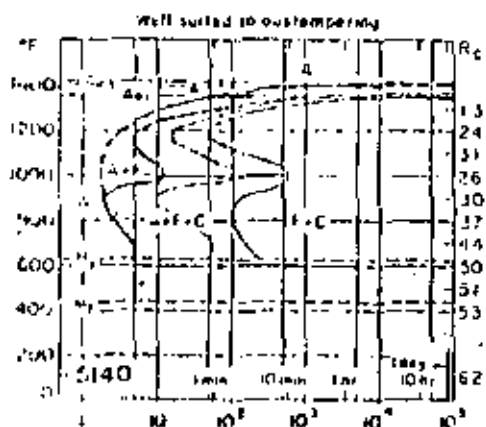
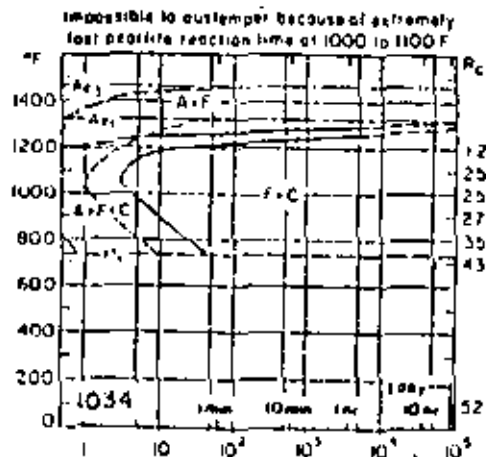
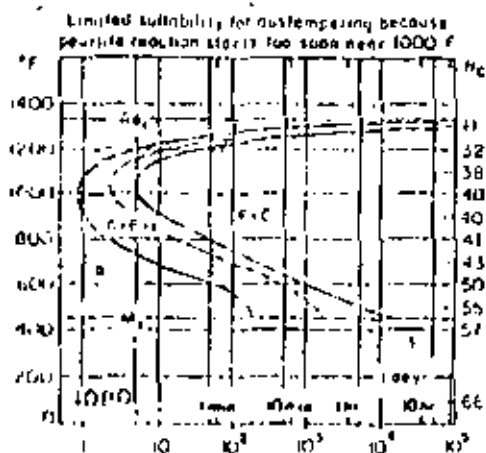


Figura 726 : Características de transformación de acero 1080, 5140, 1034 y 9261 en relación con su posibilidad de ser sometido a un austemple (ver texto)

contenido de carbono de menos de 0.50% pero con un contenido de manganeso de 1.00 a 1.65%.

4. Ciertos aceros de baja aleación (tales como aceros de las series 52100) conteniendo más de 0.30% C; los aceros de las series 1300 a 4000 con contenido de carbono en exceso de 0.40%; y otros aceros tales como el 4140, 5145 y 9440.

Algunos aceros a pesar de tener una cantidad suficiente de carbono o de elementos de aleación para ser endurecidos, son límites o no prácticos para el austemple debido a:

a. La transformación de la nariz de la curva TTT empieza en mucho menos de un segundo, haciendo de esta manera virtualmente imposible el temple en la sal fundida una sección que no sea delgada sin obtener algo de perlita, o

b. Requieren de períodos excesivamente largos de tiempo para la transformación. Un ejemplo típico de un acero perteneciente a esta categoría es el 1034, cuyas características de transformación son mostradas gráficamente en la Fig. 7.6. Las características de transformación de un acero 9261 (también mostrado en la Fig. 7.6 indican que no existe ninguna dificultad para evitar la curva en el temple, pero el tiempo requerido para la transformación isotérmica en bainita (cerca de 24 h.) es excesivo. Otros aceros que tienen tiempos excesivos de transformación incluyen aquellos de las series 4300, 4600 y 4900.

7.2.4 Temperatura de Austenitización.

Conforme aumenta la temperatura de austenitización de un acero de alto contenido de carbono, su temperatura Ms disminuye debido a una solución más completa de carbono. El efecto directo de los elementos de aleación sobre el punto Ms es mucho menos profundo que el efecto de carbono. Sin embargo, los elementos formadores de carburo, tales como el molibdeno y el vanadio, pueden amarrar al carbono como carburos de aleación y evitar una solución completa de carbono. La temperatura Ms aproximada, en °F, de un acero completamente austenitizado puede ser calculado por medio de la siguiente

fórmula:

$$M_s = 1000 - (650 \% C) - (70 \% Mn) - (35 \% Ni) - (70 \% Cr) \quad (°F).$$

La temperatura de austenitización tiene un efecto significativo sobre el tiempo al cual empieza la transformación. Conforme se aumenta la temperatura de austenitización arriba de la normal (para un acero específico), la nariz de la curva TTT se mueve hacia la derecha, debido a la formación de un grano más grueso.

En algunas ocasiones se hace uso práctico de este fenómeno con el fin de procesar composiciones o tamaños de sección que de otra manera resultarían límites para el austemple. Sin embargo, los tamaños de grano más burdos que resultan como consecuencia de temperaturas de austenitización mayores pueden ser perjudiciales para algunas propiedades deseadas. Por ello, se recomienda se dé preferencia a temperaturas de austenitización estándar para el austemple.

7.2.5 Aplicaciones.

En general el austemple se utiliza en lugar de un temple convencional seguido por un revenido por una o ambas dos razones:

a. Para obtener propiedades mecánicas mejoradas (particularmente mayor ductilidad o tenacidad a una determinada dureza alta).

b. Para disminuir la posibilidad de agrietamiento y distorsión.

En algunas aplicaciones, el austemple es menos caro que el temple convencional y revenido. Esto es más probable cuando piezas pequeñas se tratan en un sistema automatizado donde el temple convencional y el revenido comprende una operación de tres pasos: esto es: austenitización, temple y revenido. El austemple requiere únicamente dos pasos de procesamiento: austenitización y transformación isotérmica en un baño de austemple.

El rango de aplicaciones del austemple abarca generalmente piezas fabricadas a partir de barras de diámetro pequeño o a par-

tir de hojas o tiras con una sección transversal pequeña. El austemple es aplicable particularmente a secciones delgadas de piezas de acero al carbono que requieren una tenacidad excepcional a una dureza de cerca de 50 Rockwell C.

En piezas austemplantas de acero al carbono, la reducción de área es generalmente mucho mayor que en piezas templadas convencionalmente y revenidas, como se indica en la siguiente tabulación para barras con diámetro de 0,180 de diámetro de un acero al carbono con 0,85% de carbono:

	Austemple	Temple y revenido.
Resistencia a la tensión, psi	258000	260000
Límite elástico, psi	210000	225000
Reducción de área, %	45	28
Dureza Rockwell C	50	50

7.2.6 Austemple modificado.

Son comunes en la práctica industrial las modificaciones en el austemple que dan lugar a estructuras mezcladas de perlita y bainita. Las cantidades de perlita y bainita pueden variar ampliamente en diferentes aplicaciones de procesamiento.

El patentado, un tratamiento usado en la industria del alambre, es una forma importante y útil del austemple modificado, en la cual el alambre austenitizado o varilla se temple continuamente en un baño mantenido a 510 a 530°C (905 a 1000°F) y se mantiene en el baño por períodos que varían desde 10 seg. (para alambre pequeño hasta 90 seg. (para varilla). El patentado provee una combinación de resistencia moderadamente alta y una ductilidad alta. Como se indica en la Fig. 7.7 mediante la línea designada como "práctica modificada", el proceso varía del austemple real en que la velocidad de temple, en vez de ser lo suficientemente lenta para intersectar la nariz, lo cual tiene como resultado la formación de perlita fina

Una práctica similar es empleada con utilidad en aplicaciones que implican aceros al carbono cuando una dureza de entre Rockwell C 30 a 42 es deseable o aceptable. La dureza de un acero al

al carbono templado a una velocidad que intersecta la nariz de la curva TTT variará con el contenido de carbono. (Fig. 7.8).

Se pueden aplicar prácticas modificadas a piezas que tengan secciones mayores que las que se consideran normales para el austemple.

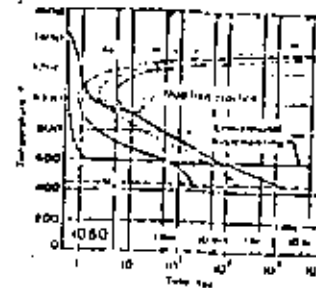


Figura 7.7 : Diagrama TTT de un acero 1080 mostrando la diferencia entre el austemple convencional, el modificado.

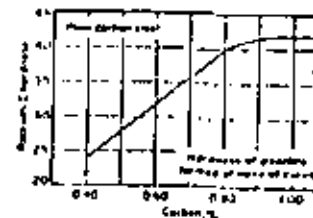


Figura 7.8 : Efecto del contenido en carbono en acero al carbono sobre la dureza de la perlita fina formada cuando la curva de temple intersecta la nariz del diagrama TTT de transformación isotérmica

CAPITULO VIII

8. TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS

INDICE

8.1 Cementación del acero	8-1	8.2 Carbonitruración	8-30
8.1.1 Cementación con gas	8-1	8.2.1 Carbonitruración gaseosa	8-30
8.1.1.1 Fuentes gaseosas de carbono	8-1	8.2.2 Aplicaciones	8-31
8.1.1.2 Equipo	8-3	8.2.3 Composición y estructura superficial	8-31
8.1.1.3 Principales variables del proceso	8-4	8.2.2 Carbonitruración líquida o cianuración	8-34
8.1.1.4 Gradientes de concentración	8-7	8.2.2.1 Operación de los baños	8-34
8.1.2 Cementación en caja (sólida)	8-7	8.2.2.2 Aplicaciones	8-36
8.1.2.1 Comparación entre cementación gaseosa y sólida	8-9	8.3 Nitruración	8-38
8.1.2.2 Conjuntos cementantes	8-10	8.3.1 Nitruración líquida	8-38
8.1.2.3 Potencial de carbono y gradiente de carbono	8-11	8.3.1.1 Procedimiento	8-38
8.1.2.4 Temperaturas de cementación	8-11	8.3.1.2 Profundidad de caja y dureza	8-39
8.1.2.5 Velocidad de cementación	8-11	8.3.2 Nitruración gaseosa	8-39
8.1.2.6 Profundidad de capa	8-12	8.3.2.1 Factores de aplicación	8-39
8.1.2.7 Aceros para la cementación en caja	8-13	8.3.2.2 Operación	8-41
8.1.2.8 Equipo para la cementación en caja	8-13	8.3.2.3 Control de la profundidad de caja	8-44
8.1.2.9 Tratamiento térmico después de la cementación	8-14	8.3.2.4 Equipo	8-44
8.1.3 Cementación líquida	8-16	8.3.2.5 Nitruración de aceros inoxidables	8-49
8.1.3.1 Tipos de baño	8-16		
8.1.3.2 Profundidad de caja	8-21		
8.1.3.3 Equipo	8-21		
8.1.3.4 Control del proceso	8-24		
8.1.3.5 Aplicaciones típicas	8-29		

B. Tratamientos termoquímicos.

Numerosas aplicaciones industriales requieren una superficie dura y resistente a la abrasión, simultáneamente con un núcleo relativamente suave, sobre todo de alta tenacidad. Además de promedio del templeado superficial descrito en el párrafo 4.4, se puede obtener estas características por medio de la adición superficial de un elemento endurecedor o templador. En la práctica, se usa en general C y / o N, cuales elementos se pueden ofrecer en un medio gaseoso, líquido o sólido. A continuación se dará una breve explicación referente a cada uno de los procedimientos de tratamiento superficial de tipo termoquímico.

B.1 Cementación del acero.

Como se discutió en el capítulo 3 del presente curso, el carbono es el principal elemento endurecedor del acero, pero causa al mismo tiempo una pérdida de ductilidad. En muchas aplicaciones conviene el uso de un núcleo de acero con 0,20% C y una capa superficial del mismo acero, pero con por ejemplo de 0,5 a 0,7% C para proporcionar resistencia al desgaste.

El carbono puede ofrecerse en tres fases diferentes: en estado gaseoso o por medio del uso de gases o productos volátiles como hidrocarburos, en estado líquido por medio de mezclas de sales fundidas y en estado sólido por medio de productos sólidos conteniendo carbono y activadores, como se describirá a continuación.

B.1.1 Cementación con gas.

B.1.1.1 Fuentes gaseosas de carbono.

La tabla siguiente presenta la composición de los principales gases usados para cementación o carburación con gas:

Composición % vol	Gas Natural			Gas de horno de Coke	Butano comercial normal	Propano comercial.
	Pittsburgh	Kansas City	Indianapolis			
CO ₂	-	0.0	0.4	2.7	-	-
O ₂	-	-	0.4	0.8	-	-
N ₂	0.8	8.4	6.0	8.1	-	-
CO	-	-	-	6.3	-	-
H ₂	-	-	-	46.5	-	-
CH ₄	83.4	84.1	87.2	32.1	-	-
C ₂ H ₆	15.8	6.7	6.0	-	-	-
C ₂ H ₄	-	-	-	3.5	-	2.5
C ₆ H ₆	-	-	-	0.5	-	-
C ₃ H ₈	-	-	-	-	93.0	-
C ₃ H ₆	-	-	-	-	7.0	96.0
C ₄ H ₁₀	-	-	-	-	-	1.5

Fuente: Metals Handbook.

El butano se usa poco y tiene que ser butano normal y no isobutano. En algunos casos de baja demanda de carbono, puede usarse gas endotérmico. Las fuentes de carbono preferidas son el gas natural y el propano, cuando son disponibles con suficiente pureza. Se ha utilizado propano con contenido en azufre hasta de 8g/100pie³ sin problemas. El uso de gas doméstico no es muy recomendable cuando hay que esperar variaciones en su composición química, lo que lleva a cementación irregulares y no reproducibles.

Para lograr una carburación uniforme, es necesaria una circulación de los gases del horno, debido a la gran cantidad de carbono que proporcionan los gases hidrocarburos, sólo se requieren

carbón que proporcionan los gases hidrocarburos, sólo se requieren flujos muy reducidos de gas. En varias instalaciones es preciso instalar ventiladores en el horno para asegurar una buena circulación de los gases.

Otra práctica común es el uso de gas endotérmico o de gas exotérmico purificado como portador y de enriquecerlo con un hidrocarburo. La relación entre portador y carburante depende de muchos factores y varía en la práctica de 8-1 a 30-1.

En algunos equipos se utilizan hidrocarburos líquidos como fuente de carbón, los cuales pueden ser puros hidrocarburos como pentano, dipentano, benceno o hidrocarburos oxigenados como alcoholes, glicoles o cetonas. Se deja gotear el líquido sobre un blanco caliente en el horno. El líquido se evapora y disocia térmicamente en CO_2 , CO , CH_4 , H_2O , etc... propiciándose una atmósfera carburante. En un horno sellado, el ajuste del flujo de líquido permite un control exacto de potencial de carbón.

La ventaja del uso de líquido reside en el costo inicial bajo del equipo (ninguna tubería exterior o generador de gas), pero los carburantes gaseosos son generalmente más baratos.

8.1.1.2 Equipo.

Los hornos de cementación gaseosa pueden clasificarse en dos categorías: Los continuos y los discontinuos, usándose el segundo tipo sobre todo para alta producción de piezas con baja profundidad de caja (de cementación).

Los hornos discontinuos o de carga pueden ser:

- Verticales (amplio rango de capacidades).
- Horizontales (para cargas inferiores a 2000 Lb.), pueden permitir un temple sin contacto con la atmósfera.
- De retorta (cargas de 100 a 1500 Lb.): caja cerrada en rotación, calentándose en un horno.

Los hornos continuos se usan de preferencia para cargas superiores a 400 lb/hora y requiriendo la misma profundidad de caja o para procesos que permiten una operación continua las 24 horas.

Se logra una profundidad de cementación uniforme si las piezas se cargan de manera uniforme y en términos de su peso y área seccional y si el gas carburante tiene buena circulación.

Los hornos continuos pueden ser de los siguientes tipos:

- Tipo Shaken: Por vibración se mueven las piezas a través del horno; el control de la vibración permite variar el tiempo de permanencia en el horno y también la profundidad de caja.

- Tipo Retorta, comparable al horno discontinuo, pero con posibilidad de carga y descarga automática; una muesca espiral en el horno en rotación proporciona el movimiento a las piezas de la carga.

- Tipo empuje: las piezas son empujadas a través del horno (apto para alta producción).

8.1.1.3 Principales variables del proceso.

Las variables principales son: temperatura, tiempo y composición de la atmósfera. El éxito de la operación de cementación gaseosa depende del control exacto de estas tres variables.

Temperatura:

La temperatura afecta fuertemente la velocidad de difusión del carbón en el acero: por ejemplo la razón de adición de carbón a 925°C es aproximadamente 40% superior a aquella a 875°C.

La temperatura de carburación gaseosa más común es de 925°C (1700°F), la cual permite una cementación razonablemente rápida sin deterioro excesivo del equipo del horno, principalmente de las aleaciones refracterias.

Tiempo.

La siguiente fórmula permite estimar el efecto del tiempo y de la temperatura sobre la profundidad de caja para cementación normal:

$$\text{Profundidad} = \frac{31.6 \sqrt{t}}{10^{(1700/t)}}$$

en donde la profundidad se expresa en pulgadas, t es el tiempo de permanencia a la temperatura, expresado en horas y T es la temperatura absoluta expresada en grados Rankine ($^{\circ}\text{F} + 460$).

Para una temperatura de carburación específica, la relación es simplemente:

$$\begin{aligned} \text{Profundidad de Caja} &= K \sqrt{t} \\ &= 0.025 \sqrt{t} \quad \text{para } 1700^{\circ}\text{F} \\ &= 0.021 \sqrt{t} \quad \text{para } 1650 \\ &= 0.018 \sqrt{t} \quad \text{para } 1600 \end{aligned}$$

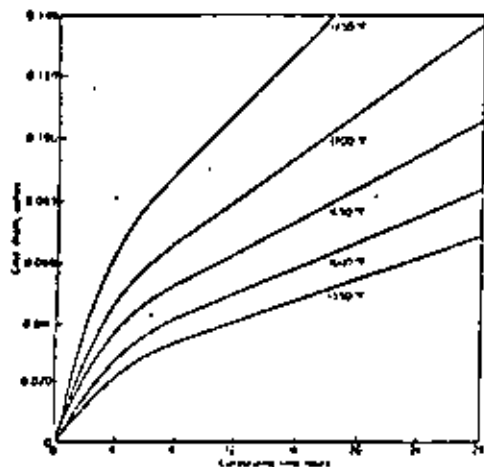


Figura 8.1 : Relación entre tiempo - temperatura y profundidad de caja

La tabla siguiente da valores de profundidad de caja para tiempos de 2 a 36 h para tres temperaturas usuales de carburación.

Profundidad de cementación (pulg.).

Tiempo (horas)	A 1600°F	A 1650°F	A 1700°C
2	0.025	0.030	0.035
4	0.035	0.042	0.050
8	0.050	0.060	0.071
12	0.061	0.073	0.087
16	0.071	0.084	0.100
20	0.079	0.094	0.112
24	0.086	0.103	0.122
30	0.097	0.116	0.137
36	0.108	0.126	0.150

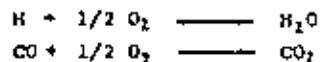
Control de la atmósfera:

Además de proporcionar el carbono necesario para la reacción de cementación, los hidrocarburos gaseosos pueden aumentar el potencial de carbono, reduciendo el punto de rocío (% H₂O) y el contenido en CO₂ de acuerdo a las siguientes reacciones:



Sin embargo, estas reacciones son relativamente lentas y no se aconseja utilizar un gas portador con alto punto de rocío y alto porcentaje de CO₂ y tratar de "limpiarlo" en el horno por medio de las reacciones mencionadas.

El potencial de carbono de la atmósfera puede ser reducida rápidamente por medio de la adición de pequeñas cantidades de aire, lo que causa las siguientes reacciones rápidas:



8.1.1.4 Gradientes de concentración.

La Fig. 8.2 representa un gradiente de carbono normal, como se produce durante una carburación normal, o sea con austenita saturada en la superficie.

Se obtienen varias modificaciones del gradiente normal de carbono por medio del control de temperatura, tiempo y composición de la atmósfera. Este control afecta también la concentración superficial en carbono, como se observa en la Fig. 8.3.

Con el fin de cumplir con las especificaciones de dureza superficial es necesario controlar la cantidad de austenita residual, lo que depende a su vez del porcentaje de carbono disuelto. La Fig. 8.4 muestra la relación que existe entre la dureza de la cementación y el contenido en carbono de un acero 1024 carburado.

Existe actualmente una fuerte tendencia en la práctica de la cementación para utilizar concentraciones superficiales de carbono de composición eutéctico o ligeramente superiores. Cuando se usan aceros aleados, a menudo es muy importante aprovechar la máxima templeabilidad del acero, lo que se obtiene en general con una composición aproximadamente eutéctico. Los carbonos en exceso podrían reducir la templeabilidad.

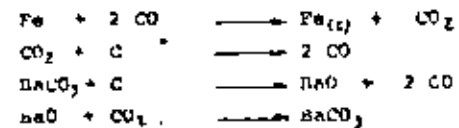
8.1.2 Cementación en caja (sólida)

La cementación en caja y la cementación gaseosa son similares ya que ambas emplean monóxido de carbono como fuente de carbono. En la cementación en caja, el monóxido de carbono se deriva de un compuesto carburante sólido que reacciona dentro del recipiente carburante y en la cementación gaseosa es un componente de la atmósfera gaseosa preparada fuera del horno.

En ambos casos, el carbono nascente absorbido por el acero se forma por la descomposición del monóxido de carbono en carbono y dióxido de carbono. En la cementación en caja, el dióxido de carbono reacciona inmediatamente con un material carbonoso presente en el compuesto sólido carburante para producir monóxido de carbono

fresco. Esta reacción se mejora por energizadores o catalizadores, tales como el carbonato de bario (BaCO_3) y carbonato de sodio (Na_2CO_3) que están presentes en el compuesto cementante y reaccionan con el carbono para formar monóxido de carbono adicional y un óxido de carbono energizante. Este óxido en cambio reacciona en parte con bióxido de carbono para rehacer carbonato. De esta manera, en un sistema cerrado, el energizador se usa y reforma continuamente.

Reacciones químicas:



El proceso de cementación continúa mientras existe suficiente carbono para reaccionar con el exceso de bióxido de carbono.

8.1.2.1 Comparación entre cementación gaseosa y sólida.

Ventajas.

Se continúa utilizando el proceso de cementación en caja debido a las mejoras que han sido hechas al proceso y a las ventajas inherentes a ciertas aplicaciones de cementación. Entre las principales ventajas que ofrece la cementación en caja están las siguientes:

- 1) Puede hacer uso de una mayor variedad de hornos, ya que no se requiere del uso de atmósferas preparadas.
- 2) Es eficiente y económico para el procesamiento individual de lotes pequeños de piezas y de piezas grandes y masivas.
- 3) Incorpora un método sencillo para enfriar la pieza a una velocidad lenta desde la temperatura de cementación, que puede ser ventajosa para piezas que deben recibir un maquinado de acabado después de la cementación y antes del endurecimiento.
- 4) Comparado con la cementación gaseosa, ofrece una selección más amplia de técnicas para una cementación selectiva.

Propiedades mecánicas de un acero 1095 tratado térmicamente por tres métodos:

Número de la muestra	Tratamiento térmico	Dureza Rockwell C	Impacto lb	Alargamiento en 1 pulg. %
1	temple en agua y revenido	53.0	12	0
2	temple en agua y revenido	52.5	14	0
3	Martemple y revenido	53.0	28	0
4	Martemple y revenido	52.8	24	0
5	Austemple	52.0	45	11
6	Austemple	52.5	40	8

Para obtener un austemple real, el metal debe:

a. Ser enfriado desde la temperatura de austenitización a la temperatura del baño de austemple lo suficientemente rápido de tal manera que no ocurra ninguna transformación de la austenita durante el enfriamiento y

b. Ser mantenido a la temperatura del baño el tiempo suficiente para asegurar una transformación completa de la austenita en bainita.

7.2.2 Medios de temple para el austemple.

La sal fundida es el medio que se utiliza con mayor frecuencia en el austemple, debido a que:

a. Transfiere calor rápidamente;

b. Elimina el problema de la barrera de la fase de vapor durante la etapa inicial del temple;

Desventajas.

Debido a la naturaleza y particular tamaño de los aditivos usados en la cementación en caja o paquete, otros procesos de cementación son más limpios y convenientes para trabajar. Otras desventajas generalmente vinculadas con la cementación en caja incluyen:

1) No es conveniente para la producción de capas cementadas delgadas que deben controlarse con tolerancias pequeñas.

2) No puede proveer el grado de control preciso de carbono superficial y gradiente de carbono que pueden obtenerse en la cementación gaseosa.

3) No es conveniente para el temple directo.

4) No provee el grado de flexibilidad en el control de condiciones carburantes que pueden obtenerse con la cementación gaseosa.

5) El peso del material de paquete y del recipiente reducen las velocidades de calentamiento y enfriamiento y como resultado un mayor tiempo en el proceso.

8.1.2.2 Compuestos cementantes.

Los compuestos cementantes comerciales comunes contienen una mezcla de cerca de 10 a 20% de alcali y carbonatos metálicos ligados a carbón vegetal o a coke por aceite, alquitrón y melaza. El carbonato de bario es el principal energizante, generalmente comprende cerca del 50 a 70% del contenido total de carbonato. El resto del energizante generalmente consiste en carbonato de calcio, aunque el carbonato de sodio también puede usarse. Debido a que es mucho más reactivo que el coke, el carbón vegetal es la fuente de carbono que más frecuentemente se utiliza. Sin embargo, el coke ofrece ciertas ventajas, tales como: una contracción mínima, buena potencia calorífica. Por ello, la mayoría de los compuestos cementantes contienen ambos carbón vegetal y coke, constituyendo el carbón vegetal la mayor proporción. Únicamente cuando se desea o es importante que existan propiedades no inflamables el contenido de coke excede al del carbón vegetal.

8.1.2.3 Potencial de carbono y Gradiente de carbono.

El potencial de carbono de la atmósfera generado por el compuesto carburante, así como el contenido de carbono en la superficie, aumenta directamente con un aumento en la razón de CO a CO₂. Por ello, mayor cantidad de carbono se dispone en la superficie de trabajo cuando se utilizan energizantes y materiales carburantes que promueven la formación de monóxido de carbono.

El gradiente de concentración de carbono de piezas cementadas está influenciado principalmente por: el potencial de carbono, la temperatura, el tiempo de cementación y la composición química del acero.

8.1.2.4 Temperaturas de cementación.

La cementación en caja se lleva a cabo normalmente a temperaturas de 816 a 954°C. En años recientes, los límites superiores han sido aumentados y se han alcanzado temperaturas tan altas como 1093°C. Los procesos de fabricación del Acero han mejorado al extremo de que se mantiene un grano fino a temperaturas acercándose o excediendo los 1093°C. Arriba de estas temperaturas, el grano se hace más grande únicamente después de un calentamiento prolongado, permitiendo un tratamiento a alta temperatura sin un aumento excesivo de grano.

8.1.2.5 Velocidad de cementación.

La velocidad a la cual la capa cementada se forma aumenta rápidamente con la temperatura. Si un factor de 1 es representativo de 816°C, el factor aumenta a 1,5 a 871°C y a más de 2 a 927°C. Los recipientes mejorados, los aceros de grano fino y otras mejoras permiten ahora el uso de una gran variedad de condiciones de temperatura.

Sin embargo la velocidad de cementación es más rápida al principio del ciclo y disminuye gradualmente conforme se extiende el ciclo. (Fig. 8.5).

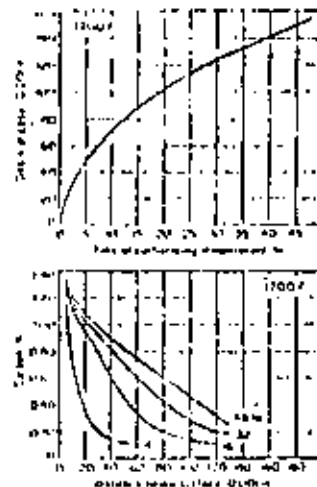


Fig. 8.5 : Efecto de la duración del tratamiento de carburación en caja sobre la profundidad de caja y gradiente de carbono en un acero 3115.

8.1.2.6 Profundidad de Capa.

Debido a la variación inherente en la profundidad de la capa y el costo de materiales de empaque, la cementación en caja normalmente no se utiliza en trabajos que requieren una profundidad de capa de menos de 1/32". Ya que aún con un buen proceso de control, es difícil obtener un espesor de capa que tenga una variación total de menos de 0.010 pulg. de máximo a mínimo para una carga determinada, asumiendo temperaturas de cementación de cerca de 927°C. Estas tolerancias llegan a ser de 1/32" en espesores de capa mayores. La Fig. 8.5 muestra la curva de profundidad de capa-tiempo para una temperatura dada. Cuando se requiere una capa de cementación gruesa tal como sucede en equipo industrial pesado, la cementación en paquete produce buenos resultados a temperaturas de 927 a 954°C.

8.1.2.7 Aceros para cementación en caja.

Cualquiera de los grados de carburación de carbono o acero aleado son convenientes para la carburación en caja. Está generalmente acordado que el grado de difusión en el acero no está influenciado marcadamente por la composición química del acero.

8.1.2.8 Equipo para la cementación en caja.

a) Proveer una capacidad térmica adecuada y uniformidad de temperatura (los hornos deben ser controlables dentro de $\pm 5^{\circ}\text{C}$ y deben ser capaces de calentar uniforme y enteramente dentro de ± 8 a $\pm 11^{\circ}\text{C}$)

b) Proveer soporte adecuado para los recipientes y piezas de trabajo a las temperaturas requeridas y

c) Satisfacer ambos requisitos a bajo costo.

Los tres hornos más comúnmente usados para la cementación en caja son los siguientes: del tipo caja, de carro interior y del tipo hueco.

Los hornos para cementación en caja requieren de un número mínimo de piezas sujetas a un desgaste fuerte o gran mantenimiento. Muy poca aleación dentro del horno está sujeta a fatiga térmica y un mínimo de equipo auxiliar es necesario. El personal requerido para operar estos hornos no necesita un entrenamiento técnico amplio.

Recipientes para la cementación.

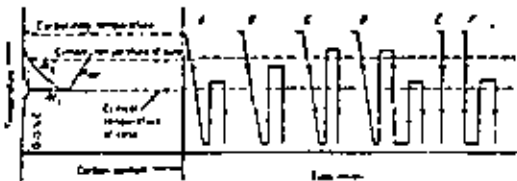
Se hacen de acero, acero al carbono con recubrimiento de aluminio y de aleación de níquel-cromo resistente al calor. Siendo los de acero de recubrimiento de aluminio los de más bajo costo por hora por kilo cementado. Las piezas deben empacutarse con su dimensión más grande en la posición vertical a la base del recipiente siempre que sea posible. Esto es de gran importancia en el proceso de piezas alargadas tales como ejes, porque minimiza la tendencia de estas piezas a combarse.

8.1.2.9 Tratamiento térmico después de la cementación.

Debido a que el acero se carburiza en la región de austenitización, el temple directo desde la temperatura de cementación endurecerá la capa y el núcleo si la velocidad de enfriamiento es mayor que la velocidad crítica de enfriamiento para aceros. El temple directo de un acero de grano grueso frecuentemente conduce a la fragilidad y distorsión, de tal manera que este tratamiento debe aplicarse únicamente a aceros de grano fino. Los aceros aleados se usan raramente con temple directo debido a la gran cantidad de austenita retenida en la capa endurecida.

La Fig. 8.6 muestra una representación diagramática de varios tratamientos de endurecimiento para aceros cementados junto con las propiedades de la capa y el núcleo.

Cuando la pieza cementada se endurece, la capa aparecerá como una zona martensítica clara seguida por una zona de transición más oscura. La profundidad efectiva de capa se mide desde la superficie hasta la parte media de la zona oscura. También se puede utilizar mediciones de recorrido de dureza para determinar la profundidad de capa efectiva ya que la mitad de la zona de transición se encuentra aproximadamente a Rockwell C 50.



Tratamiento	Caja	Núcleo
A. mejor adaptado para aceros de grano fino	Fina, carburos en exceso no disueltos	Sin afinar, suave y maquinable
B. mejor adaptado para aceros de grano fino	Ligero crecimiento, alguna disolución de carburos en exceso	Afinar parcial, más fuerte y tenaz que A
C. mejor adaptado para aceros de grano fino	Ligero crecimiento, disolución de carburos en exceso favorecida, mucha aust. residual en acero de alta aleación	Afinar, máxima resistencia y dureza del núcleo, mejor combinación resistencia-tenacidad que B
D. mejor tratamiento para aceros de grano grueso	Fina, disolución de carburos en exceso favorecida, mínima retención de austenita residual	Afinar, suave y maquinable, máxima tenacidad y resistencia al impacto
E. sólo aceptado para aceros de grano fino	Sin afinar, disolución de carburos en exceso, austenita retenida, distorsión mínima	Sin afinar pero endurecido
F. sólo adaptado para aceros de grano fino	Afinar, disolución de carburos en exceso favorecida, mínima retención de austenita residual	Sin afinar, tenacidad aceptable

Figura 8.6: Diferentes tipos de tratamientos térmicos de aceros cementados

B.1.3 Cementación líquida.

La cementación líquida es un método de endurecimiento superficial del acero o hierro, manteniéndolo arriba de A_c , en un baño fundido de cianuro de tal manera que el carbono se difunda del baño al metal y produzca una pared comparable con una resultante de una cementación gaseosa en una atmósfera conteniendo algo de monóxido. La cementación líquida puede ser distinguida de la cianuración (que es llevada a cabo en un baño conteniendo un porcentaje de cianuro) por el carácter y composición de la pared producida. La pared cianurada contiene más nitrógeno y menos carbono; lo inverso es cierto en paredes por cementación líquida. Las paredes cianuradas son raramente aplicadas a profundidades mayores de 0,75 mm (0,010 pulg.); los baños carburados producen paredes tan profundas como 0,7 mm (0,250 pulg.). Para paredes muy delgadas, la cementación líquida con baños de baja temperatura puede ser empleada en lugar de la cianuración.

B.1.3.1 Tipos de Baño.

Los términos caja de poca profundidad y caja profunda son términos arbitrarios que han sido asociados con aplicaciones de cementación líquida. Hay necesariamente cierta sobreposición de composición de baño para los dos tipos de pared. En general, los dos tipos son distinguibles con mayor facilidad por sus temperaturas de operación, que por la composición del baño. Por ello los términos de baja temperatura y alta temperatura son preferidos.

Baños de baja temperatura.

Los baños de agua de baja temperatura (cementación delgada) son aquellos generalmente operados en el rango de temperatura de 843 a 899°C (1550 a 1650°F), aunque para ciertos efectos específicos, este rango de temperatura en algunas ocasiones extendido para operar de 788 a 927°C (1450 a 1700°F). Los baños de baja temperatura son más convenientes para la formación de paredes de 0,003 a 0,030 pulg. de profundidad. Son baños acelerados de cianógeno conteniendo varias combinaciones y constituyentes enlistados en la ta-

bla siguiente. Se operan con una cubierta protectora de carbono.

Tabla : Composiciones de operación de baños de cementación líquida

Constituyente	Composición del baño	
	Poco profundo baja temperatura 1550-1650 °F	Profundo alta temperatura 1650-1750 °F
Cianuro de sodio	10 a 23	6 a 16
Cloruro de bario	0 a 40	30 a 55
Sales de otros metales	0 a 10	0 a 10
Cloruro de potasio	0 a 25	0 a 20
Cloruro de sodio	20 a 40	0 a 20
Carbonato de sodio	30 máx.	30 máx.
Aceleradores	0 a 5	0 a 2
Cianato de sodio	1.0 máx.	0.5 máx.
Densidad de la sal fundida	110 lb/pte ³ a 1650 °F	125 lb/pte ³ a 1700 °F

La química de los baños de baja temperatura es compleja. De los productos finales e intermedios formados, es evidente que varias reacciones ocurren simultáneamente, dependiendo de la composición del baño. Entre los productos finales e intermedios formados están los siguientes: carbono (C), carbonato alcali (Na_2CO_3 o K_2CO_3), nitrógeno (N_2 ó 2N), monóxido de carbono (CO), dióxido de carbono (CO_2), cianamida (Na_2CN_2 ó BaCN_2) y cianato (NANCO).

Algunas de las reacciones mayores implican únicamente una pequeña fracción de la composición del baño. Entre éstas está la transformación de cianamida y formación de cianato según:



y ya sea:



ó



Las reacciones que influyen sobre el contenido de cianato son como sigue:



y ya sea



ó



Las reacciones (5) y (6) agotan la actividad del baño y llevan a una pérdida eventual de efectividad de carburación a menos que se lleve a cabo una práctica de abastecimiento efectiva. Las reacciones (1) y (3) son, por lo menos parcialmente, reversibles.

Las reacciones que producen ya sea CO ó C son benéficas para obtener la pared carburada deseada, como por ejemplo:



Tabla : Relación de la temperatura de operación con el contenido en cianuro de sodio en baños líquidos de cementación.

Temperatura (°F)	Cianuro de sodio (NaCN), %		
	mínimo	aconsejado	máximo
1500	14	18	23
1550	12	16	20
1600	11	14	18
1650	10	12	16
1700	8	10	14
1750	6	8	12

Los baños de baja temperatura (pared delgada) son generalmente operados con contenidos de cianuro más altos que los baños de alta temperatura (pared profunda). Los contenidos de operación preferidos de cianuro mostrados en la tabla arriba proveen una penetración de pared de densidad normal de carbono que es ampliamente eutectoide.

Si se desea una pared hipoeutectoide, resulta conveniente una operación en el límite inferior del rango temperatura-cianuro para lograr este propósito. Generalmente, operando en el extremo superior del rango superior favorece la formación de una zona hipereutectoide más extensa.

Baños de Alta temperatura.

Son operados generalmente en el rango de 900 a 950°C (1650 a 1750°F). Este rango puede ser ampliado, aunque a menores temperaturas la cementación se lleva a cabo con lentitud extrema y a temperaturas mayores se produce un mayor deterioro en el equipo y el baño. Ya que a temperatura entre 980 a 1040°C (1800 a 1900°F) se obtienen penetraciones bastantes rápidas.

Los baños de alta temperatura son usados para producir profundidades de pared de 0,020 a 0,120 in. En algunas ocasiones se producen paredes más gruesas (hasta 0,25 in), pero el uso más importante de estos baños es la obtención rápida de paredes entre 0,040 a 0,080 in. Estos baños consisten de cianuro y una proporción mayor de cloruro de bario (tabla de la página anterior) con o sin aceleración suplementaria de otras sales de metales alcalino térreos. Aunque las reacciones indicadas para la cementación líquida a baja temperatura son aplicables en cierto grado, la reacción principal es la transformación de cianamida. Esta reacción es reversible:



En la presencia de hierro la reacción es:



Las paredes producidas con baños de cementación líquida de alta temperatura consisten esencialmente de carbono disuelto en hierro. Se dispone de la suficiente cantidad de nitrógeno (2N en lugar de N₂) para producir una ligera capa conteniendo nitruros, que ayudan en resistencia al desgaste y también resisten al revenido si la pieza es recalentada.

En ambos casos de alta y baja temperatura se proporciona cianuro en cantidades variables para satisfacer los requisitos de la actividad carburante (potencial de carbono) dentro de las limitaciones de arrastre normal y abastecimiento.

8.1.3.2 Profundidad de Caja.

Esta está determinada principalmente por la temperatura de carburación y la duración del ciclo de carburación. Los efectos de la composición del acero son relativamente menos importantes. Una fórmula sencilla para estimar profundidades de paredes que se pueden obtener en la cementación líquida es:

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

En donde C es la profundidad en la pared en pulgadas, K es una constante que representa la penetración en la primera hora de calentamiento y t es el tiempo de calentamiento en horas. Valores de K a tres temperaturas diferentes son: 0,012 in (815°C- 1500°F), 0,018in (871°C- 1600°F), 0,025in. (927°C- 1700°F).

8.1.3.3 Equipo.

Hornos de Calefacción Externa.

Los hornos de calefacción externa pueden ser calentados por medio de gas o aceite o por medio de elementos de resistencia eléctrica (ver Fig. 8.7 a y b).

Hornos de flama por aceite o gas.

Similar en diseño como se muestra en la Fig. 8.7a se usan convenientemente para la cementación líquida. Estos hornos son generalmente menores en costo inicial que los hornos de electrodos o de resistencia eléctrica y son fáciles de instalar y operar. Estos hornos utilizan crisoles de acero o aleados que pueden ser redondos o rectangulares.

Hornos de resistencia eléctrica.

Para la cementación líquida, tal y como el que se muestra en la Fig. 8.7b, se usan con menor frecuencia que los hornos de quemador. Estos son calentados por una serie de resistencias de calentamiento que rodean al crisol.

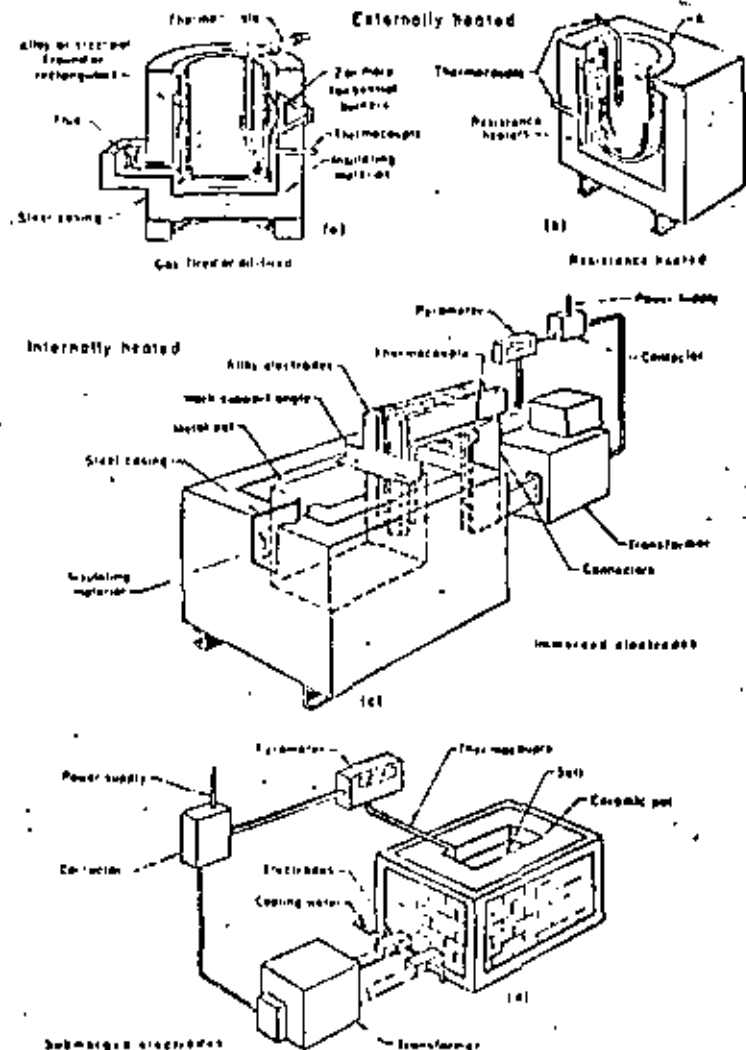


Figura 8.7: Principales tipos de hornos de baño de sal calentados internamente y externamente para cementación líquida

Crisoles para Sales.

Debido a que los crisoles para sales están generalmente sostenidos por un borde, el tamaño del crisol está limitado por la resistencia material usado.

Los crisoles se pueden hacer de una sola pieza mediante una prensa en acero de bajo contenido de carbono o aleación de hierro-níquel-cromo. Es posible fabricar crisoles menos caros con estos materiales, simplemente usando soldadura. La vida de servicio de los crisoles de bajo contenido de carbono aluminizado se acerca a la de los crisoles de aleación y los crisoles aluminizados se obtienen a menor costo.

La temperatura de la sal de cementación se mide y se indica por medio de un termopar y un pirómetro conveniente.

Hornos de Electrodo sumergidos.

La introducción en el horno de electrodos sumergidos amplió grandemente la capacidad y el rango útil de los baños de cementación líquida. En este tipo de baños, la sal fundida está contenida en un crisol de acero cuyo espesor varía desde 12 a 37mm. El crisol está rodeado por materiales aislantes convenientes que lo separan de una coraza gruesa de acero que le da al horno una mayor resistencia estructural. La sal fundida se calienta haciendo pasar una corriente alterna a través de ella por medio de los electrodos sumergidos. Como resultado de la resistencia creada por el paso de corriente a través de la sal, se genera calor dentro de la misma sal.

Un horno de electrodos típico para la cementación líquida se muestra en la Fig. 8.7 (c).

Hornos de Electrodo Sumergidos

El marco exterior del horno de electrodos sumergidos (Fig. 8.7d) está hecho de perfil de hierro grueso; una placa de acero grueso se coloca debajo del enladrillado. El enladrillado exterior consiste en losa hueca o ladrillo común de construcción. El crisol para sal está hecho de ladrillo refractario de alúmina. Un refracta-

ra sal está hecho de ladrillo refractario de alúmina. Un refractario aislante moldeable llena el espacio entre las paredes laterales y el crisol de cerámica.

Cuando la sal se funde en el crisol, penetra en el refractario hasta que se enfría lo suficiente como para solidificarse. La concha resultante de sal solidificada retiene a la sal líquida en el horno.

Si se hace una grieta en el refractario, la temperatura del baño se debe disminuir para permitir que la sal se solidifique en la grieta.

Los electrodos enfriados por agua están en contacto con la sal líquida en el crisol. Las paredes del refractario están selladas por la sal solidificada.

Dispositivos de Sujeción.

Por lo general cuando se introduce una pieza que se desea tratar en un horno de sales, es necesario sumergirla usando determinados dispositivos de sujeción que hagan fácil su extracción del baño de sales; los alambres son los más convenientes, de los cuales se curva la pieza de trabajo o bien mediante el uso de canastos que pueden estar hechos de varilla de acero al carbono o bien acero aleado y una malla de alambre de acero. Es recomendable tener en cuenta que cuando se sumergen las piezas, éstas deben estar libres de aceite ya que de lo contrario se pegarán. Según el tamaño, forma o disposición de las piezas, o por requisitos de facilidad de tratamiento, se pueden utilizar ciertos tipos de accesorios que resultan sumamente útiles.

8.1.3.4 Control del Proceso.

Los Baños de sales de calefacción externa.

Pueden ser mantenidos dentro de los límites de temperatura más cercanos cuando se utiliza un sistema de control proporcional empleando instrumentación electrónica.

El control por medio de válvulas (prendido-apaqado o control alto-bajo) requiere de instrumentación mecánica y es menos exacta, aunque para la mayoría de las aplicaciones, es enteramente adecuado.

Los baños de sales de calefacción interna (de electrodos de inmersión o sumergidos) pueden ser regulados con controladores mecánicos o electrónicos del tipo de encendido-apaqado. En todos los tipos, el instrumento de control de temperatura opera un relevador que acciona otro relevador para encender o apaqar los 440volts de potencia del transformador.

Control de la Composición del Baño.

El control del contenido de cianuro de sodio es el factor más importante para mantener la efectividad de un baño de cementación líquida. El método del sulfato de cobre para determinar el contenido de cianuro de sodio es un método rápido, volumétrico que se prefiere para control de rutina debido a que no requiere de filtración de la muestra disuelta para la determinación inequívoca del punto extremo a saber, el desarrollo de una coloración azul distinta. El método depende de la decoloración de la solución amoniacal azul de sales cúpricas mediante un cianuro soluble; la reducción a la condición cuprosa permite la estimación exacta del cianuro.

La Fig.8.9 muestra datos relacionados con aceros 1020, 1117,8620. Los datos indican que variaciones en la profundidad de la pared cementada pueden ser controladas dentro de límites estrechos cuando se emplean procedimientos de cementación controlados.

A una temperatura de cementación de 900°C (1650°F) el acero 1117 produjo una pared más profunda a Rockwell C 50 que la que produjeron los aceros 1020 y 8620, los cuales fueron cementados a 858°C (1575°F). Sin embargo, la dispersión total en los datos de profundidad de pared para cualquiera de estos aceros no excedió los 0,005in. Datos presentados en la cuarta carta representan el rango de durezas obtenidas a profundidades de 0,010 a 0,050in. debajo de la superficie de un acero 8620 cementado en líquido. Estos datos, basados en 24 pruebas, indican una ligera dispersión de dureza a 0,050in que a 0,010in. debajo de la superficie.

-82-8-

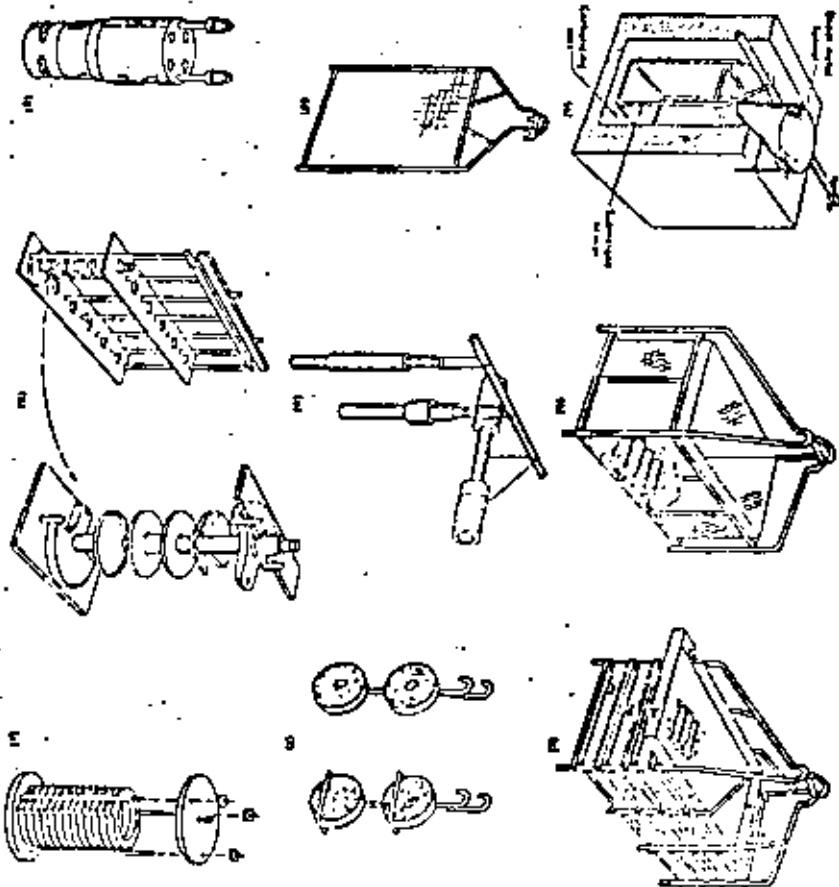


Figura 8.8 : Técnicas de sujeción de las piezas y técnicas de elaboreción para cementación líquida.

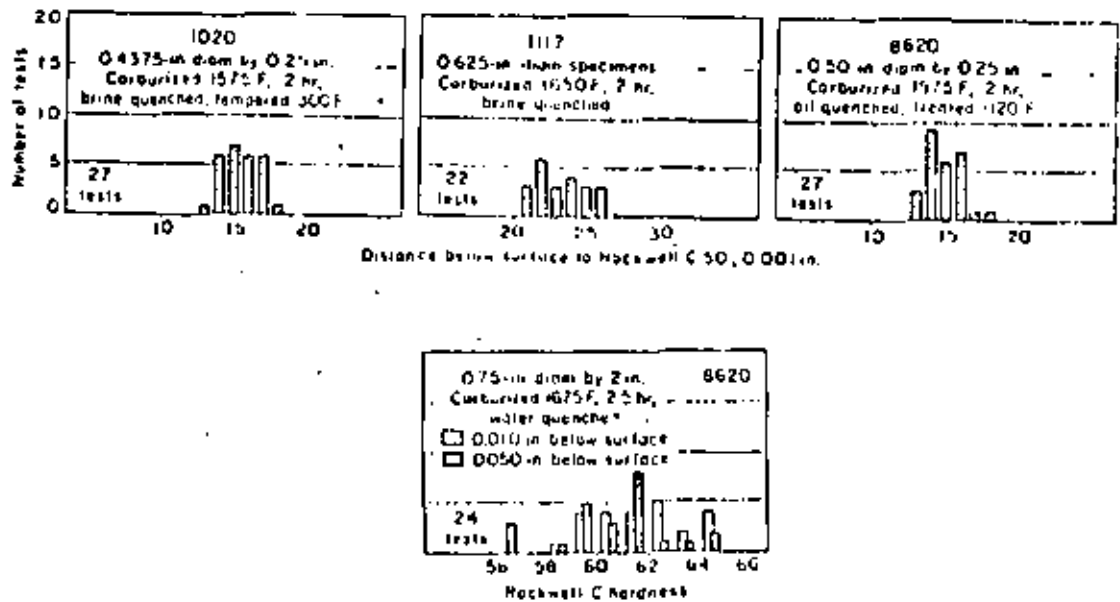


Figura 8.10: Comparación entre profundidad de caja y valores de dureza obtenidos por cementación líquida de tres aceros diferentes con proceso controlado

Datos adicionales de profundidad de pared en función del tiempo y la temperatura se indican para algunos aceros en la Fig. 8.11. Estos datos también reflejan varios criterios que han sido aplicados para evaluar la profundidad de pared. Note, por ejemplo los datos^{que} relacionan la profundidad de pared con un mínimo de dureza, contenido de carbono y contenido de perlita.

Depth of case as a function of time and temperature

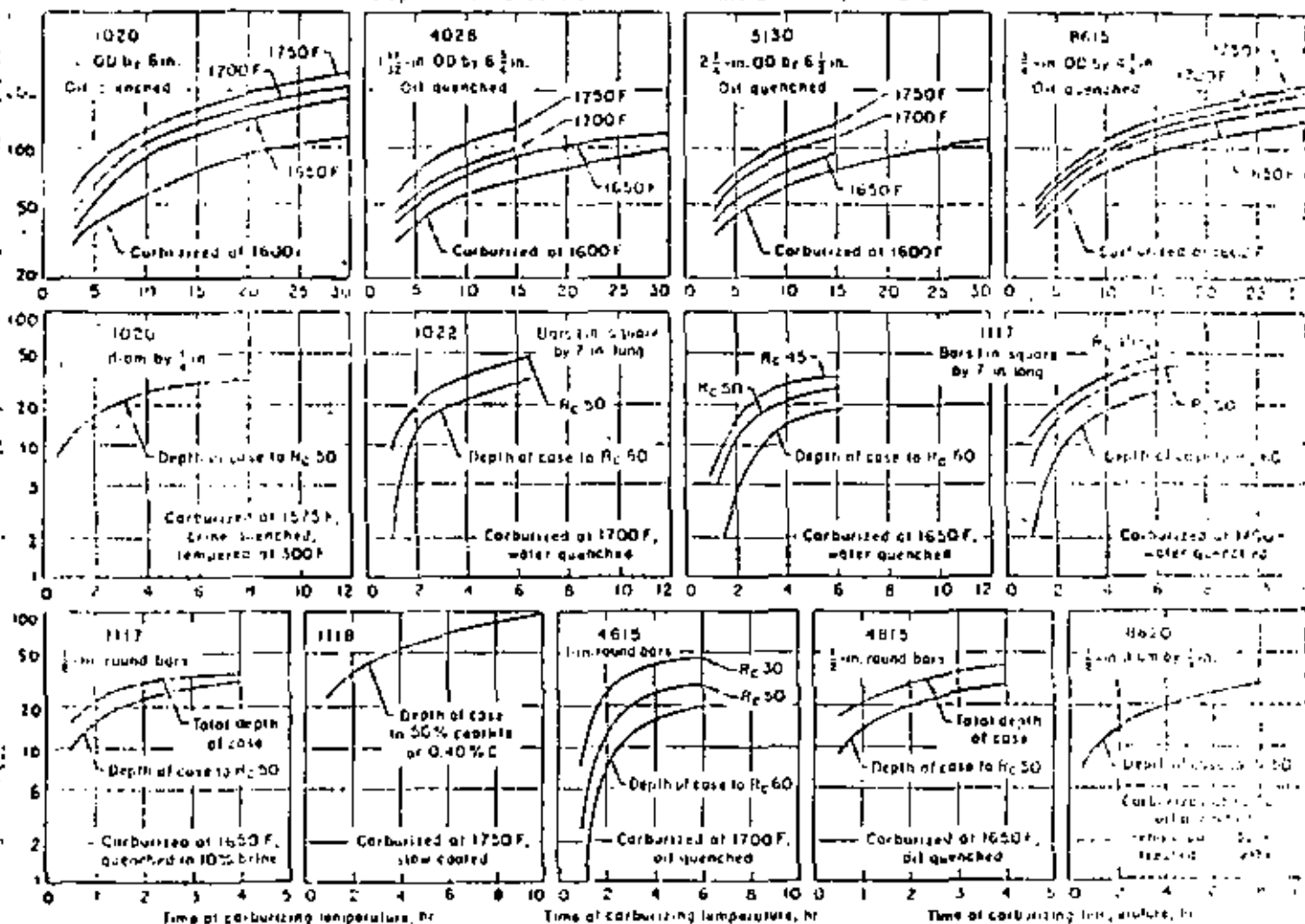


Figura 8.21 - Efecto del tiempo y de la temperatura sobre la profundidad de caja de aceros cementados en líquido

8.1.3.5 Aplicaciones típicas.

En general la cementación líquida es más conveniente para piezas de tamaño pequeño y medio. Las piezas demasiado grandes, de tamaños de 6000mm de largo o 250mm de diámetro, son demasiado grandes para ser procesadas convenientemente en sal y generalmente se cementan en caja. Debido a los problemas vinculados con la remoción de sal, no se recomienda la cementación en baños de sales de piezas que tengan agujeros pequeños, hilos o frese con depresiones que resultan difíciles de limpiar.

8.2 Carbonitruración.

8.2.1 Carbonitruración gaseosa.

La carbonitruración, también conocida como cianuración seca, cianuración gaseosa, nitrocarburation, es un tratamiento de endurecimiento superficial en el cual aceros al carbono y aceros aleados se exponen a alta temperatura (generalmente superior a la crítica) a una atmósfera gaseosa de la cual absorben simultáneamente carbono y nitrógeno. Luego se enfrían hasta temperatura ambiente con una velocidad que produce las propiedades deseadas de la capa y del núcleo del material. El carbono se obtiene por medio de cualquier gas rico en carbono o de hidrocarburo líquido evaporado apto para carburar y el nitrógeno se obtiene a partir de amoníaco.

La diferencia entre la cementación gaseosa y la carbonitruración gaseosa consiste entonces en la introducción de amoníaco al gas de cementación, con el fin de añadir nitrógeno a la capa de cementación. En términos de características de la caja, la carbonitruración gaseosa difiere de la cementación y de la nitruración en que:

- la capa carburada no contiene nitrógeno
- la capa nitrurada no contiene mayor carbono que el material original.

La principal razón del carbonitrurado es la obtención de una capa dura y resistente al impacto, con espesor de 0,003 a 0,30 pulg. Una capa carbonitrurada tiene mayor templabilidad que una carburada, de modo que ella proporciona mayor dureza a menor costo.

Los aceros más usuales para la carbonitruración son los tipos 1000, 1100, 1200, 1300 4000, 4100, 4600, 5100, 6100, 8600 y 8700 con un contenido en carbono hasta de 0,25% aproximadamente.

8.2.2 Aplicaciones.

Aunque la carbonitruración es un proceso modificado de cementación, tiene mucho menos aplicación que éste, sobre todo por su limitación respecto a la profundidad de endurecimiento, inferior a 0,030 pulg. Sin embargo, la resistencia de la superficie carbonitrurada al ablandamiento durante el revenido es marcadamente mayor, y además existen otras diferencias en términos de patrón de esfuerzos residuales, estructura metalográfica, resistencia a la fatiga y al impacto a determinado nivel de dureza, etc...

Para muchas aplicaciones, la carbonitruración de aceros menos caros proporciona propiedades equivalentes a aquellas obtenidas en los aceros aleados cementados con gas.

8.2.3 Composición y estructura superficial.

La composición de la capa carbonitrurada depende de la temperatura, del tiempo, de la composición de la atmósfera y del tipo de acero. A mayor temperatura de carbonitruración, el amoníaco es menos efectivo en la atmósfera. Menores temperaturas favorecen mayor concentración superficial de nitrógeno y un gradiente de nitrógeno más fuerte.

La Fig. 8.12 representa los gradientes de carbono y nitrógeno y la dureza de la capa para un acero al carbono (1018) y un acero de baja aleación (8620), los cuales se carbonitruraron durante 4 h a una temperatura de 850°C (1550°F).

Una de las principales ventajas de la carbonitruración es que el nitrógeno absorbido en la superficie durante el proceso reduce la velocidad de enfriamiento crítica del acero, de modo que la templabilidad de la capa carbonitrurada es mucho mayor que aquella de una capa carburada (ver Fig. 8.13). Esta ventaja permite utilizar aceros en los cuales no sería posible lograr una dureza superficial uniforme por medio de simple carburación y temple. La carbonitruración permite a veces el uso de aceros 1010, 1020, 1113 con temple en aceite, reduciendo así costos de materia prima y obteniéndose mejor maquinabilidad.

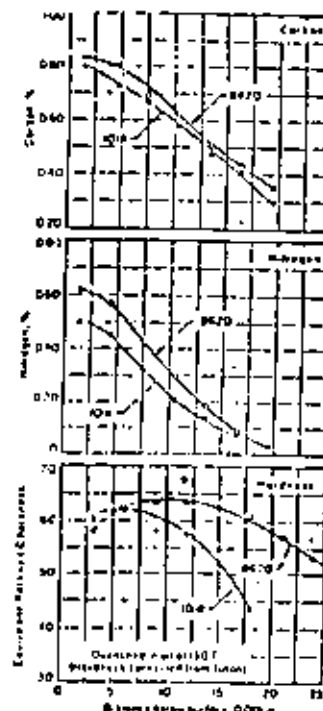


Figura 8.12 : Gradientes de carbono, nitrógeno y dureza para aceros carbonitrurados 1018 y 8620

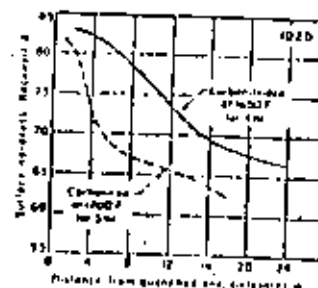


Figura 8.13 : Curva de templabilidad de punta templada de acero 1020 carbonitrurado a 1650 °F, comparada con la curva para el mismo acero cementado a 1700 °F

Otra ventaja es la reducción de distorsión y mejor control dimensional, de modo que se puede evitar operaciones finales de rectificado y enderezamiento.

Profundidades de capa de 0,001 a 0,003 pulg. se aplican a veces en piezas delgadas que requieren resistencia al desgaste con cargas ligeras. Profundidades hasta de 0,030 pulg. pueden aplicarse a elementos expuestos a altas cargas de compresión. Se aplican profundidades de capa de 0,025 a 0,030 pulg. en ejes y engranajes sujetos a altos esfuerzos de tensión o compresión, debido a cargas torsionales, flexionantes o de contacto.

Aceros de medio carbono con durezas centrales de Rockwell C 40 a 45 requieren normalmente menor profundidad de capa que acero con centros a 20 R o menos. Aceros de baja aleación de medio carbono, como por ejemplo para engranajes de automóvil, se utilizan a menudo con profundidades de capa de 0,004 a 0,006 pulg.

Control de austenita residual.

Debido a que el nitrógeno reduce las temperaturas de transformación de la austenita, una capa carbonitrurada contiene más austenita residual que una capa similar carburada, lo que resulta en una dureza superficial reducida e indescribible en muchas aplicaciones sobre todo en unidades móviles, en las cuales la transformación de la austenita a martensita resulta en un aumento volumétrico que puede bloquear el sistema.

Un enfriamiento a -40 a -100°C (-40 hasta -150°F) puede reducir apreciablemente la cantidad de austenita residual en piezas templadas. Otros factores del proceso que pueden modificar la cantidad de austenita residual son:

- temperatura del horno: con mayor temperatura se reduce la cantidad superficial de nitrógeno.

- potencial de carbono: en general, se controla el potencial de carbono por medio de adiciones de hidrocarburos para obtener una concentración superficial en carbono de 0,70 a 0,85%.

- contenido en amoníaco: se reduce al mínimo necesario para lograr la templabilidad y propiedades metalúrgicas deseadas, en general, se empieza con 5%.

8.2.2 Carbonitruración líquida o cianuración.

En este proceso, el acero se calienta hasta temperatura superior a Ac en un baño de sales de cianuro fundidas, durante lo cual la superficie del material absorbe carbono y nitrógeno. Después del temple consiguiente (en aceite, agua o salmuera) se obtiene una superficie dura y con bastante resistencia al revenido. Estas capas contienen más nitrógeno y menos carbono que las simplemente carburadas y el control de la composición del baño y temperatura de tratamiento permite regular las cantidades relativas de carbono y nitrógeno en la capa superficial.

NOTA IMPORTANTE:

En caso de ingerirlo, los cianuros son veneno fatal. En caso de contacto con heridas (aún leves), son extremadamente tóxicos. Cuando cianuros entran en contacto con ácidos, se producen gases altamente venenosos.

8.2.2.1 Operación de los baños.

Las reacciones químicas que producen los elementos de nitruración y carburación son totalmente análogas a las mencionadas en el párrafo sobre carburación líquida.

La velocidad de formación y descomposición de los cianatos liberando carbono y nitrógeno en la superficie del acero, determina la actividad del baño. A la temperatura de operación, con mayor concentración de cianatos, más rápida es la descomposición. La actividad del baño depende también de la temperatura de operación: a mayor temperatura, mayor actividad.

Una composición de baño típica es la siguiente: 30% NaCN,

40% Na_2CO_3 y 30% NaCl . Se añaden las sales al cianuro para proporcionar fluides y controlar el punto de fusión. La tabla siguiente presenta composiciones y propiedades de mezclas para cianuración:

Constituyente o Propiedad	Grado			
	96-98	75	45	30
	Composición en %			
Cianuro de sodio	97	75	45.3	30.0
Carbonato de sodio	2.3	3.5	37.0	40.0
Cloruro de sodio	trazas	21.5	17.7	30.0
	Propiedades.			
Punto de fusión ($^{\circ}\text{F}$)	1040	1094	1058	1157
($^{\circ}\text{C}$)	560	590	570	625
Peso específico				
a 77°F (25°C)	1.50	1.60	1.80	2.09
a 1590°F (860°C)	1.10	1.25	1.40	1.54

Cuando se recubre el baño con carbono para reducir pérdidas de calor y humos hay que añadir oxígeno en forma de aire o de CO para mantener la producción del cianato, ya que sin oxígeno, la actividad cianurante del baño se detiene.

El contenido en carbono de la capa aumenta con mayor concentración de cianuro: un baño a $1500-1550^{\circ}\text{F}$ con 2-4% de cianuro puede restaurar el carbono en aceros descarbonados con 0.3 a 0.4% C en el centro, mientras que un baño con 30% de cianuro a la misma temperatura producirá una capa de 0.005 pulg. con 0.65% C superficial en 45 minutos.

La siguiente tabla muestra la influencia de la concentración de NaCN sobre la profundidad de la capa en acero 1020 (30min. a 1500°F).

% NaCN	prof.	% NaCN	prof.	% NaCN	prof.
94.3	0.0060	43.0	0.0060	15.1	0.0050
76.0	0.0070	30.2	0.0060	10.8	0.0040
50.0	0.0060	20.8	0.0055	5.2	0.0020

El rango de temperatura para los baños de cianuración varía entre 760°C (1400°F) y 870°C (1600°F). Las temperaturas inferiores permiten minimizar las distorsiones de temple, mientras que las mayores temperaturas, superiores a Ac_1 , permiten mayor penetración de elementos.

La Fig. 8.14 representa datos específicos de cianuración de acero 1022 a diferentes temperaturas, mientras que la tabla siguiente muestra el efecto de la temperatura de cianuración sobre la profundidad de capa y contenido en carbono superficial:

Acero	Prof. plg.	% C superf.	Acero	Prof. plg.	% C superficial
1 h a 1550°F			1 h a 1600°F		
1020	0.010	0.62	1020	0.010	0.50
3115	0.010	0.63	3115	0.010	0.38
3 h a 1550°F			3 h a 1600°F		
1020	0.018	0.74	1020	0.015	0.65
3115	0.020	0.69	3115	0.018	0.60

El temple siguiente a la cianuración se efectúa en aceite o soluciones acuosas, según el tipo de acero y su futuro uso.

8.2.2.2 Aplicaciones.

A parte de la cianuración convencional, es bastante usual llevar a cabo una cianuración selectiva, por ejemplo sólo sumergien

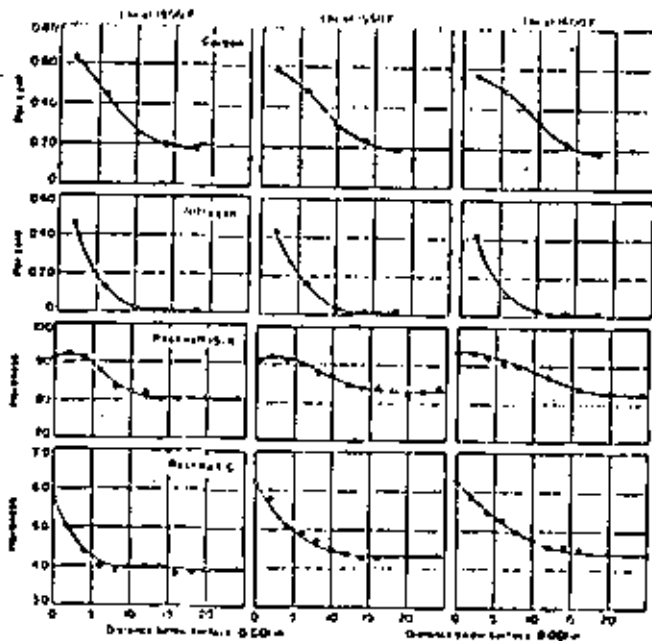


Figura 6.14: Efecto de la temperatura del baño de cianuro ación sobre el contenido en carbono y nitrógeno y la dureza de la caja obtenida en un acero 1022

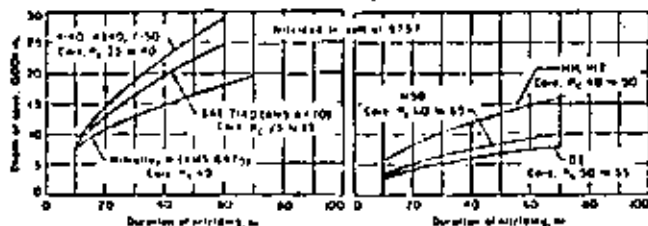


Figura 8.15: Profundidad de caja para diferentes aceros de baja aleación conteniendo cromo, conteniendo aluminio y acero de herramienta después de una nitruración líquida en un baño convencional a 975 °F durante 70 horas

do la parte de la pieza que tiene que ser tratada. También puede calentarse toda la pieza al rojo vivo y luego echarle polvo de ferrocianuro de potasio (no tóxico), recalentar, recharlar sal y templar. El uso de un recubrimiento de cobre para evitar localmente la cianuración tiene su restricción en que los baños con 10% de cianuro disuelven rápidamente el cobre.

8.3 Nitruración.

8.3.1 Nitruración líquida.

La nitruración líquida (en baño de sal líquida) se efectúa en un rango de temperatura de 510 a 565°C (950 a 1050°F). De modo análogo como para la carburación líquida y cianuración, el medio de tratamiento es cianuro fundido. Sin embargo, la nitruración líquida se efectúa a una temperatura inferior a la de transformación del acero tratado. Además, la nitruración añade más nitrógeno y menos carbono al acero que los procesos tratados anteriormente.

En general, el uso de la nitruración líquida y gaseosa es similar o idéntico. Se pueda preferir la nitruración gaseosa en aplicaciones que requieren mayores profundidades de caja, mientras que la nitruración líquida es única en su capacidad de producir una capa nitrurada satisfactoria en aceros al carbono. Sin embargo, ambos procesos proporcionan las mismas ventajas: mayor resistencia al desgaste y a la fatiga, menor distorsión por temperatura.

8.3.1.1 Procedimiento.

Un baño comercial típico para nitruración, se compone de una mezcla de sales de sodio y potasio. Las sales de sodio, representando un 60-70% del peso total de la mezcla consisten en 96,5% NaCN, 2,5% Na₂CO₃ y 0,5% NaOH. Las sales de potasio, 30-40% del peso total, consisten en 96% KCN, 0,6% K₂CO₃, 0,75% KNO₃ y 0,5% KCl. Esta mezcla se opera a 565°C (1050°F) y se usa mucho para la nitruración de acero de herramienta, incluyendo los aceros de nitruración conteniendo aluminio.

A veces se añade NH₃ gaseoso al baño de cianuro-cianato, manteniéndolo bajo presión de 1 a 30 psi. El gas se introduce en la parte inferior y fluye verticalmente.

8.3.1.2 Profundidad de caja y dureza.

La Fig. 8.15 muestra datos de profundidad de dureza obtenidas en varios aceros por nitruración líquida en un baño comercial a 915°F durante 70 horas. Las curvas se refieren a tres aceros de baja aleación con cromo (4140, 4340 y 6150), dos aceros de nitruración con aluminio (SAE 7140 y AMS 6475) y cuatro aceros de herramienta (H11, H 12, M50 y U2).

8.3.2 Nitruración gaseosa.

La nitruración gaseosa es un proceso de endurecimiento superficial en el cual se introduce amoníaco en la superficie de una aleación ferrosa sólida, permaneciendo la pieza a una temperatura adecuada (debajo de Ac, para aceros ferríticos) en contacto con un gas nitrogenado, en general amoníaco. No se requiere ningún temple para la producción de una superficie dura. La temperatura de nitruración para todos los aceros varía entre 495- 565°C (925 y 1050°F).

8.3.2.1 Factores de aplicación.

Los principales razones para la nitruración son:

1. obtener alta dureza superficial
2. aumentar la resistencia al desgaste y a la escoriación
3. aumentar la vida en fatiga
4. aumentar la resistencia a la corrosión (excepto en los aceros inoxidables)
5. obtener una superficie resistente al efecto suavizador del calor a temperaturas hasta la de nitruración.

Debido a la temperatura relativamente baja que se emplea en este proceso, la nitruración causa menos distorsión y deformación que la carburación o el temple convencional. Ocurre un ligero crecimiento de grano como consecuencia de la nitruración, pero los cam

bios volumétricos son relativamente pequeños.

Aceros para nitruración.

De los elementos de aleación comúnmente utilizados en aceros comerciales, el aluminio, cromo, vanadio y molibdeno son benéficos en la nitruración porque forman nitruros estables a la temperatura de nitruración. El molibdeno, además de su contribución como formador de nitruros, reduce el riesgo de fragilización a las temperaturas de nitruración. Otros elementos de aleación, como el níquel, cobre, silicio y manganeso no tienen prácticamente ningún efecto sobre las características de nitruración.

Aunque, cuando se alcanza una temperatura adecuada, todos los aceros son capaces de formar nitruro de hierro en presencia de nitrógeno nascente (nitrógeno en proceso de formación), los resultados de la nitruración son más favorables en aquellos aceros que contienen uno o más de los principales elementos de aleación formando nitruros. Como el aluminio es el elemento de aleación común con más tendencia a formar nitruro, los aceros al aluminio (0,85 a 1,50 % AL O) proporcionan los mejores resultados en términos de nitruración. Los aceros conteniendo cromo pueden aproximarse a estos resultados si su porcentaje en cromo es suficientemente alto. Aceros al carbono no aleados no son muy adecuados para la nitruración gaseosa, ya que forman una capa extrínsecamente frágil.

Los siguientes aceros fueron nitrurados para aplicaciones específicas:

1. Aceros de baja aleación conteniendo aluminio: ver tabla siguiente

Aceros			c o m p o s i c i ó n								Temperatura de	
SAE	AMS	Nitralloy	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Se	aust. °F	revenido °F
-	-	G	0.38	0.55	0.30	1.2	-	0.20	1.0	-	1750	1050-1100
7140	6470	135 M	0.42	0.55	0.30	1.6	-	0.30	1.0	-	1750	1150-1200
-	6475	N	0.24	0.55	0.30	1.15	3.5	0.25	1.0	-	1650	1200-1250
-	-	EZ	0.35	0.60	0.30	1.25	-	0.20	1.0	0.20	1750	1050-1120

2. Aceros de medio carbono, aceros de baja aleación conteniendo cromo de las series 4100, 4300, 5100, 6100, 6600, 9300 y 9800
3. Aceros para matricería en caliente con 5% Cr el H11, H12 y H13
4. Aceros inoxidables ferríticos y martensíticos de las series 40
5. Aceros inoxidables austeníticos de las series 300
6. Aceros inoxidables de endurecimiento por precipitación, como el 17-4

Tratamiento térmico previo.

Todos los aceros nitrurables deben ser endurecidos y revenidos antes del tratamiento de nitruración. La temperatura de revenido tiene que ser suficientemente alta para garantizar una estabilidad estructural durante la permanencia a la temperatura de nitruración. La temperatura mínima de revenido es generalmente por lo menos 50°F más alta que la temperatura máxima que se usará durante la nitruración.

En determinadas aleaciones, como los aceros de series 4100 y 4300, la dureza de la capa nitrurada se modifica apreciablemente por la dureza del núcleo, de la siguiente manera: una reducción de la dureza del núcleo provoca una reducción de la dureza superficial. Por consecuencia, para lograr máxima dureza superficial, es necesario proveer estos aceros con la máxima dureza de núcleo, lo que se obtiene por medio de un revenido a la menor temperatura permisible.

8.3.2.2 Operación.

Después del temple y revenido, pero antes de la nitruración, es preciso limpiar cuidadosamente las piezas, lo que puede efectuarse por desengrase con vapor y limpieza abrasiva con arena de óxido de aluminio inmediatamente antes de nitrurar o por aplicación de un recubrimiento de fosfato.

Después de cargar y sellar el horno al inicio del ciclo de nitruración hay que eliminar el aire de la retorta (contenedor) antes de calentar el horno arriba de 300°F, para evitar la oxida-

ción de las piezas y de componentes del horno. También finalizando la operación hay que purgar la retorta para eliminar o diluir el amoníaco presente, con el fin de evitar molestias a los trabajadores que abren la retorta. Esta purga puede hacerse con aire, pero sólo cuando la temperatura del horno bajó a menos de (300°F) 145°C.

Velocidad de disociación.

El proceso de nitruración se basa en la afinidad del nitrógeno nascente para formar nitruro de hierro y de determinados elementos metálicos. El nitrógeno nascente se produce por la disociación del amoníaco gaseoso cuando éste entra en contacto con las piezas de acero caliente:



Aunque es posible utilizar con éxito diferentes velocidades de disociación para nitrurar, es importante iniciar el ciclo de nitruración con una velocidad de disociación de 15 a 30%, manteniéndose ésta así durante 4 a 10 horas, en función de la duración total del ciclo. La temperatura debe mantenerse a 525°C (975°F) aproximadamente.

Durante la mayoría de los ciclos de nitruración, la disociación varía ligeramente, aunque los factores de control (flujo de amoníaco, área superficial y temperatura de nitruración) quedan constantes. En general, la disociación aumenta poco a poco cuando el ciclo va efectuándose con un flujo constante de amoníaco. Sin embargo, este incremento, en general, no afecta significativamente las características de la nitruración.

Una vez terminado el ciclo de nitruración, se enfría el horno con la ayuda de un intercambiador de calor con flujo de agua o por circulación forzada de aire. Después de purgar el horno y de dejar que se enfríe a menos de 150°C (300°F), se puede abrir.

8.3.2.3 Control de la profundidad de caja.

La profundidad de caja y su dureza, los principales parámetros finales del proceso, no sólo dependen de la duración y de otras condiciones de la nitruración, sino también de la composición

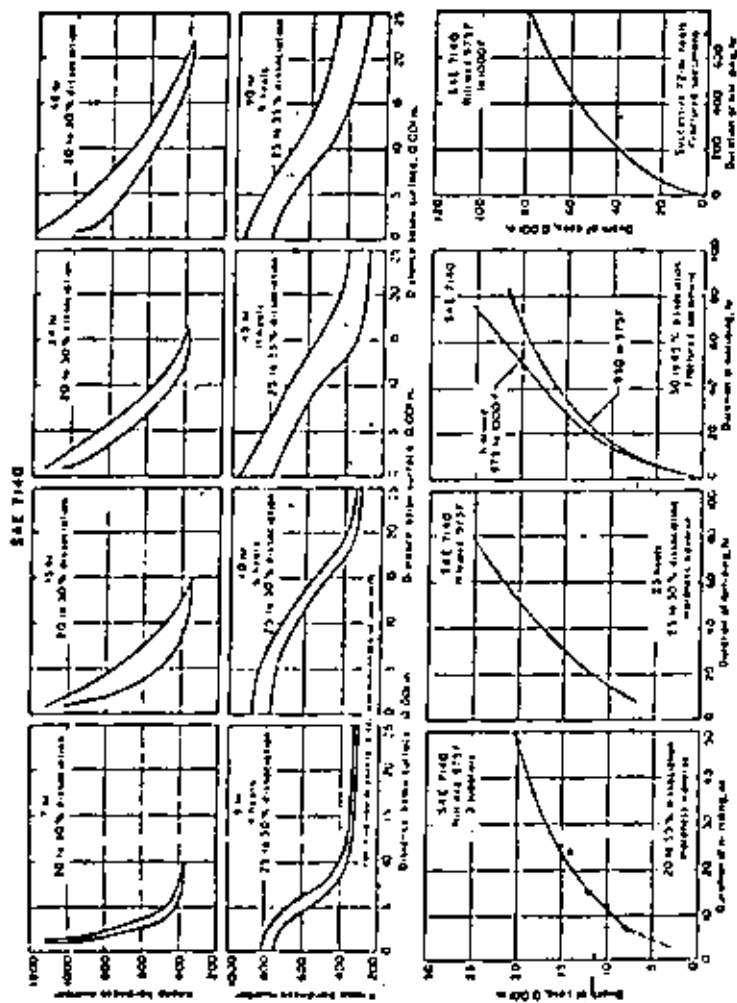


Figura 8.15 : Gradientes de dureza y relaciones de profundidad de caja para aceros conteniendo aluminio, después de nitruración

del acero, de su estructura previa y de su dureza en el núcleo.

Aceros conteniendo aluminio.

De los aceros para nitruración conteniendo aluminio, el más usado es el SAE 7140 (AMS 6470). La Fig. 8.16 representa los gradientes de dureza y profundidades de caja obtenidas con este acero en función de la duración del ciclo y condiciones de nitruración. Es aparente que la velocidad de nitruración disminuye en períodos de tiempo largos: la profundidad de caja obtenida después de 600 horas es sólo tres veces mayor que en 100 horas.

Aceros de baja aleación conteniendo cromo.

Las Fig. 8.17 y 8.18 relacionan la profundidad de caja con el tiempo y las condiciones de nitruración para varios aceros de baja aleación conteniendo cromo, principalmente: 4140, 4337, 4340 y 8640. Entre estos aceros, el 4140 presenta las mejores características de nitruración debido a su mayor contenido en cromo y ausencia de níquel.

Aceros de herramienta conteniendo cromo.

Los aceros H11, H12 y D2 proporcionan alta resistencia en el núcleo con alta dureza de caja, lo que representa una excelente combinación para aplicaciones que involucran cargas fuertes de impacto y altas cargas locales. La Fig. 8.19 representa resultados de profundidad de caja para nitruración simple a 975°F y 975±100°F. La poca profundidad de caja refleja el efecto de retraso sobre la difusión del nitrógeno debido al alto contenido de cromo.

Cambios dimensionales.

Durante la nitruración, las partes aumentan ligeramente su dimensión debido al aumento en volumen en la capa nitrurada. Esto causa un alargamiento del núcleo, resultando en esfuerzo de compresión en la superficie después del enfriamiento a temperatura ambiente. Estas tendencias pueden causar crecimiento y distorsión

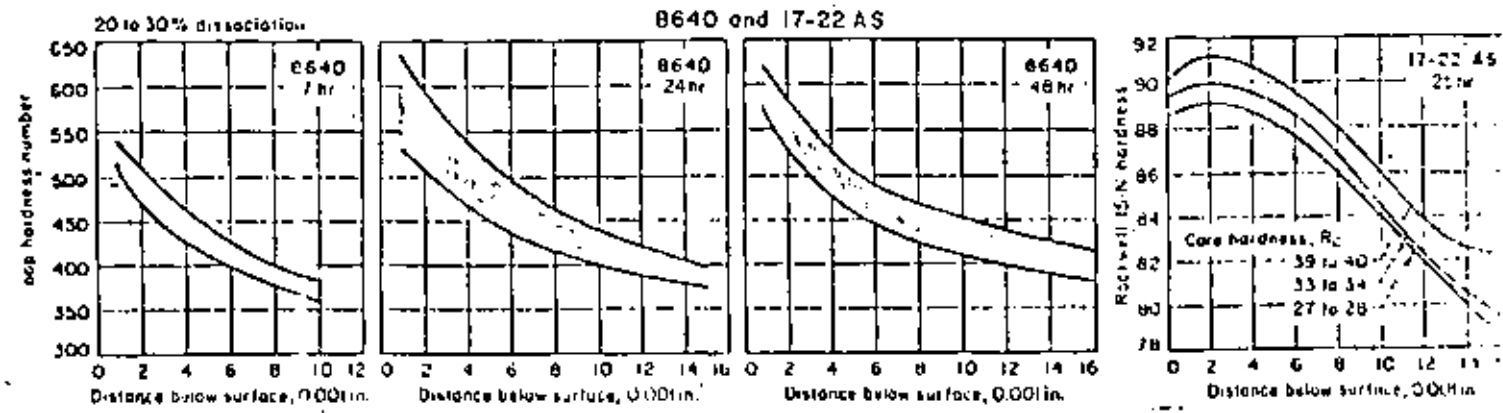
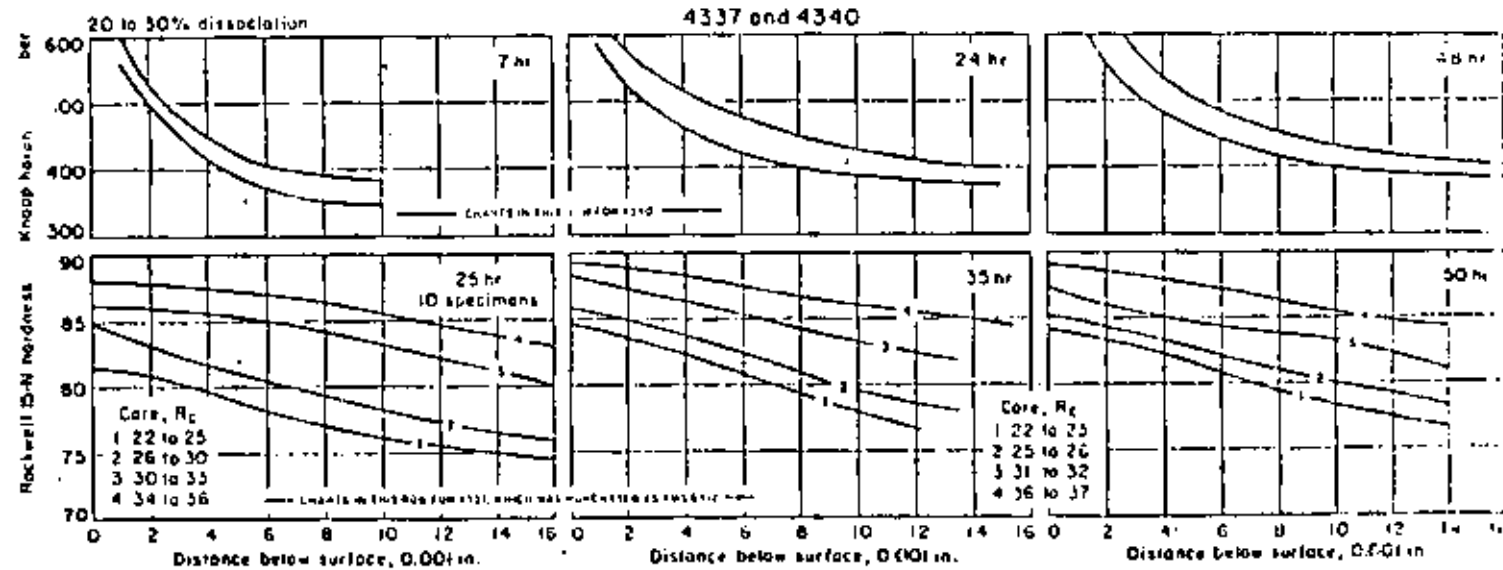
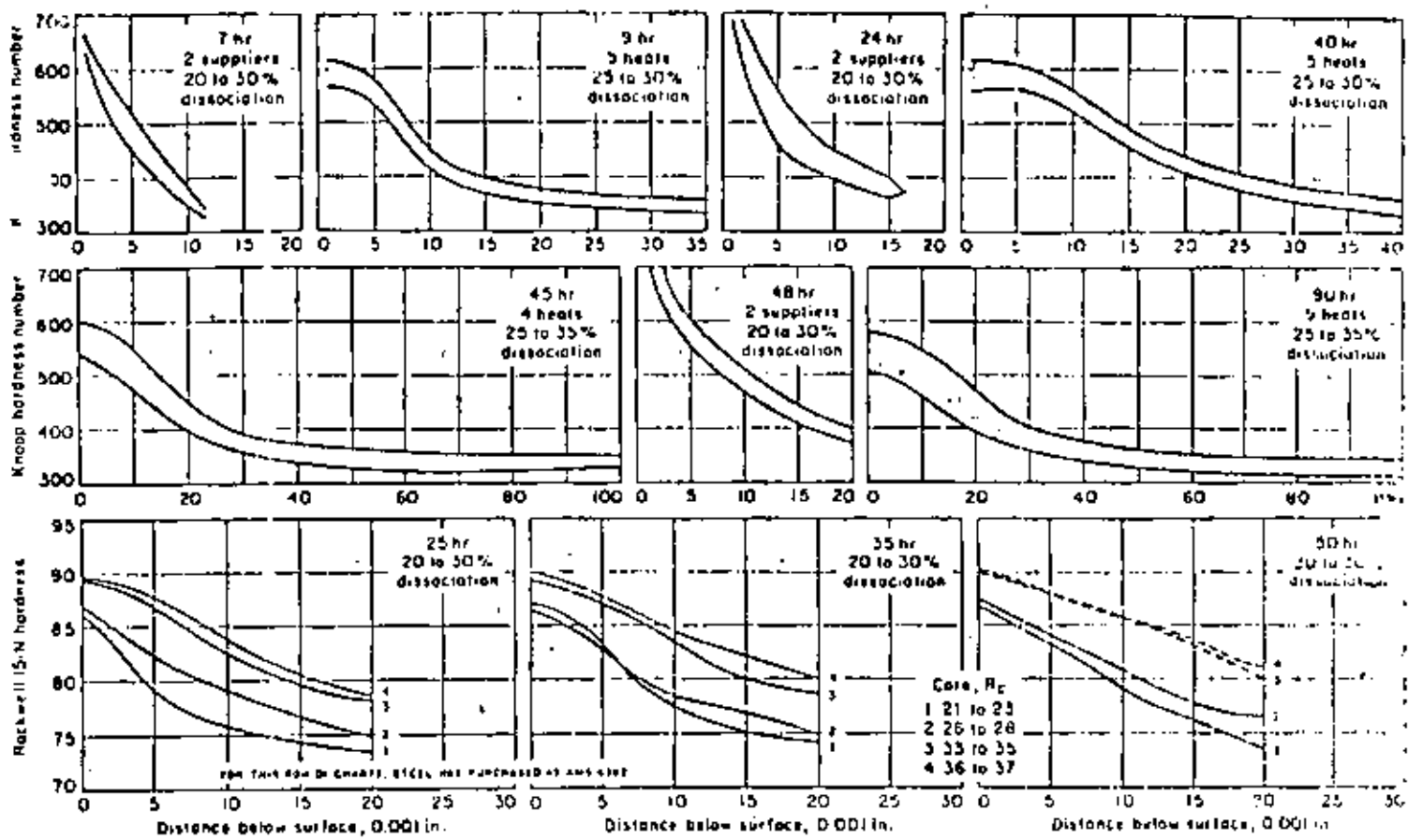


Figura 9.14 : Gradientes de dureza para aceros de baja aleación conteniendo cromo, después de nitruración

de la pieza, dependiendo de la composición de la pieza, su temperatura de revenido, duración y temperatura de nitruración, espesor relativo de caja y núcleo y forma.

B.3.2.4 Equipo

Existen muchos hornos con diferentes tipos de diseño, pero la mayoría son discontinuos y presentan algunas características comunes:

- posibilidad de sellar la carga para excluir aire y otros contaminantes cuando contiene la atmósfera controlada
- línea de entrada para introducción de una atmósfera y línea de salida para retirar la atmósfera usada
- sistema de calentamiento con control adecuado de temperatura
- sistema para hacer circular la atmósfera en el contenedor (retorta) y para uniformar la temperatura en el horno (por ejemplo: ventilador).

La Fig. 8.19 representa un horno de retorta vertical y la Fig. 8.20 un horno móvil de tipo campana.

En condiciones de nitruración, el amoníaco y los productos de disociación reaccionan químicamente con la retorta y los materiales en la retorta, como ventiladores, canastas, ganchos, etc., lo que contribuye a una mayor disociación del amoníaco, separando nitrógeno atómico y produciendo un exceso de hidrógeno. Para reducir esta reacción a un mínimo, es usual hacer los elementos críticos del horno en aleaciones con alto contenido en níquel y cromo, como se observa en la siguiente tabla.

Materiales recomendados para elementos interiores de hornos para nitruración :

Parte	Material	
	Conformado	Colado
Retortas	Acero tipo 330; Inconel	no utilizado
Ventiladores	Acero tipo 330; Inconel	35-15 o equivalente
Charolas, canastas, fijaciones,...	Acero 310, 330; Inconel	35-15 o equivalente
Tubo de protección de termopar	Acero tipo 330; Inconel	no utilizado

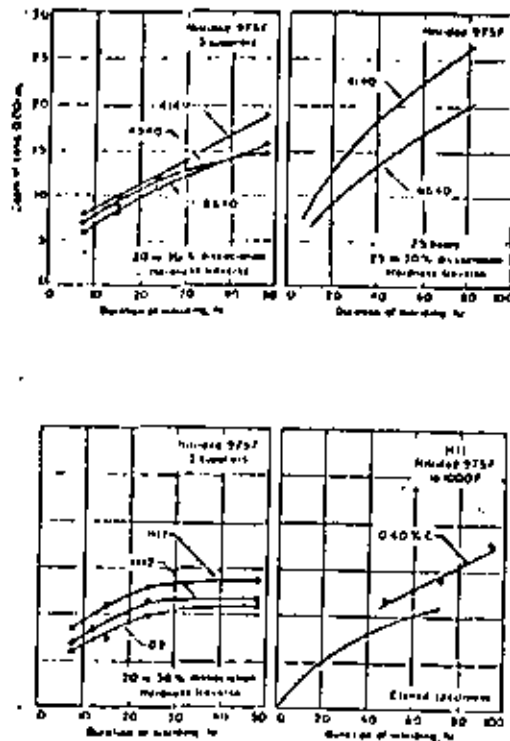
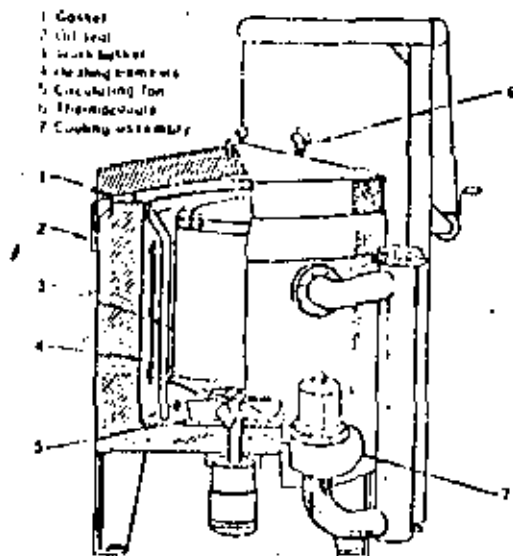


Figura 8.18 : Profundidad de caja en función de la duración de la nitruración, para aceros de baja aleación conteniendo cromo y para aceros de herramienta



At end of cycle, a valve is opened and fan (not shown) incorporated in the external cooler circulates atmosphere through the water-jacketed cooling apparatus.

Figura 5.19 : Horno vertical de retorta para nitruración

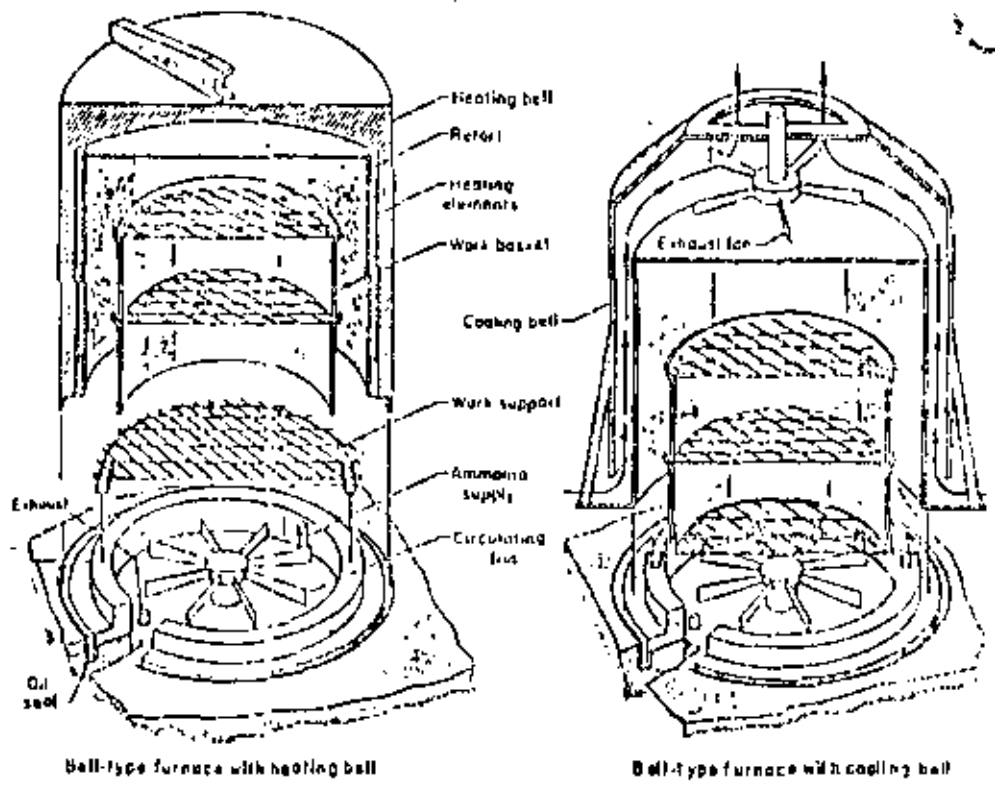


Figura 5.20: Esquema de horno de tipo campana, mostrando la base y la campana





FIG. 7-21. Patrón ASTM de tamaño de grano en metales no férricos.
Diámetro medio de grano, 0,063 mm.



FIG. 7-23. - Patrón ASTM de tamaño de grano en metales no férricos.
Diámetro medio de grano, 0,045 mm.

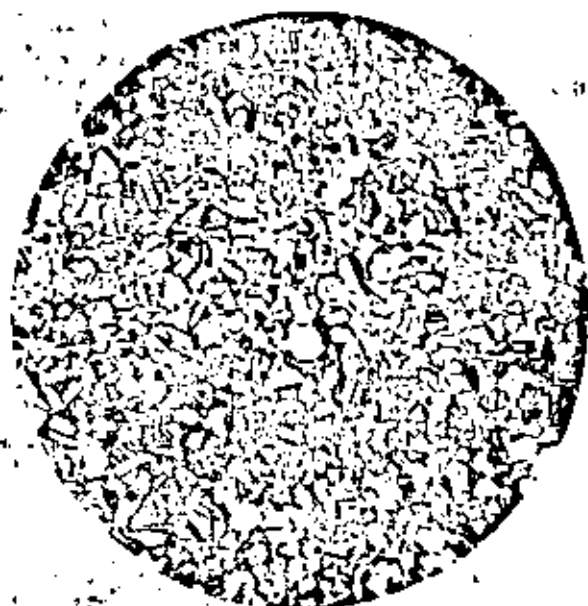


FIG. 7-24. Patrón ASTM de tamaño de grano en metales no férricos.
Diámetro medio de grano, 0,035 mm.

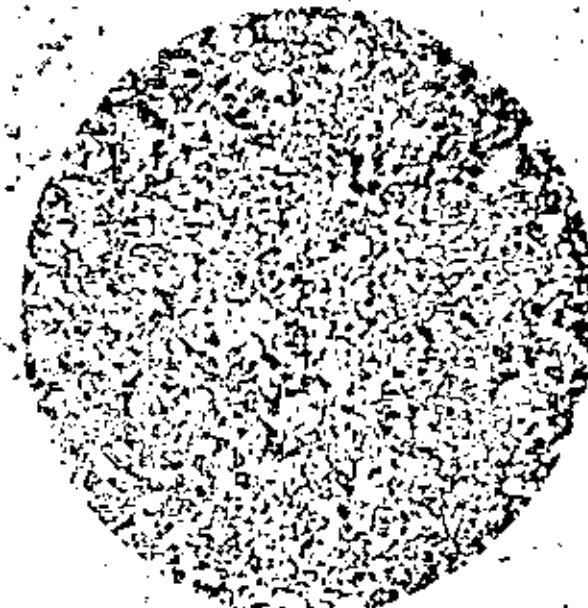


FIG. 7-25. - Patrón ASTM de tamaño de grano en metales no férricos.
Diámetro medio de grano, 0,025 mm.

Handwritten text, likely bleed-through from the reverse side of the page. The text is mostly illegible due to fading and bleed-through, but some words like "The" and "of" are visible.

Handwritten text, likely bleed-through from the reverse side of the page. The text is mostly illegible due to fading and bleed-through, but some words like "The" and "of" are visible.

macroataque adecuado, se determina la profundidad del endurecimiento producido por el temple. A partir de estos datos se establecen, en la forma que se indica más adelante, los resultados del ensayo P-F.

7-17. Preparación de las probetas.—Las probetas para el ensayo P-F se mecanizan a un diámetro de $0,75 \pm 0,0001$ pulg (unos 19 mm) y una longitud aproximada de 3 pulg (75 mm próximamente). A fin de facilitar la identificación se estampan en las dos bases de las probetas las temperaturas de temple de cada una. Una vez perfectamente mecanizadas se calientan a 871°C , se mantienen a esta temperatura 30 min y se templan en aceite; este tratamiento tiene por objeto normalizar las condiciones estructurales anteriores al ensayo.

7-18. Temple.—Las probetas templadas en aceite se calientan uniformemente a las temperaturas respectivas de 788, 815, 843 y 871°C y se mantienen a cada temperatura durante 30 min. Estas condiciones de temperatura y tiempo para cada probeta se deben observar rigurosamente porque tanto la templabilidad como el tamaño de grano austenítico tienden a incrementar con ambas variables, excepto en las coladas muy estables.

Seguidamente se templan las probetas verticalmente en una salmuera al 10%, empleando un dispositivo tipificado. Cuando las probetas están lo suficientemente frías para que se las pueda manejar, se las hace una entalla en su parte media, de $\frac{1}{16}$ a $\frac{3}{16}$ de pulg de ancho (de unos 1,5 a 3 mm) y profundidad no mayor de $\frac{1}{16}$ de pulg (1,5 mm) aproximadamente. Seguidamente se las rompe mediante un golpe transversal.

7-19. Determinación del tamaño de grano.—El tamaño de grano se determina por comparación con 10 patrones de fractura, que corresponden a los tamaños de grano 1 a 10 ASTM¹. Un observador experimentado puede llegar a una clasificación fraccionaria; así, una fractura comprendida entre los patrones núm. 4 y núm. 5 puede considerarse como de tamaño de grano 4,5, y otra comprendida entre ésta y el patrón núm. 5, como de tamaño 4,75. Los patrones corresponden a las fracturas representadas en la figura 7-8, y su presentación se muestra en la figura 7-33.

7-20. Determinación de la penetración.—La otra mitad de la probeta se corta a 1 pulg, aproximadamente, del extremo y la sección transversal se prepara para el macroataque, desbastándola hasta los papeles de esmeril núm. 0 ó núm. 00. Seguidamente se ataca con solución acuosa al 50% de ácido clorhídrico, durante 3 min y a 82°C . La capa endurecida se hace así observable y se mide en $\frac{1}{4}$ de pulg, apreciando hasta la mitad de esta unidad.

¹ La serie completa de patrones, o aquellas más frecuentemente empleadas (números 6 a 10), pueden obtenerse de The Thermist Company, Philipshurg, N. J.

7-21. Expresión de los resultados.—Los resultados del ensayo P-F se expresan mediante ocho números; p. ej., 4, 5, $9 \frac{1}{4}$, 12, 9, $7 \frac{3}{4}$, 6, 3.

Los primeros cuatro números representan la profundidad de la capa endurecida, en $\frac{1}{4}$ de pulg, para cada una de las cuatro probetas. Así, 4 representa una penetración de $\frac{1}{4}$ de pulg; 5, una penetración de $\frac{3}{16}$, etc. Los últimos cuatro números dan los tamaños de grano de las cuatro probetas, obtenidos por el examen de las fracturas y comparación con los patrones. En cada grupo de cuatro

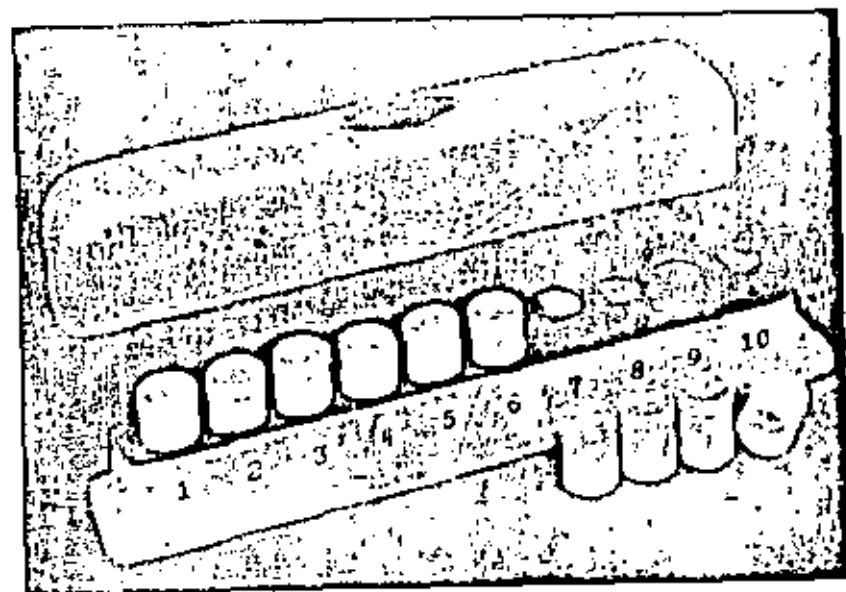


FIG. 7-33. Juego completo de patrones de fractura para el tamaño de grano empleados en el ensayo P-F de Shepherds. (Por cortesía de B. P. Shepherds.)

números, el primero se refiere a la probeta templada desde 788°C ; el segundo, a la tratada desde 815° , etc. En el ejemplo citado, la característica P-F de la probeta templada desde 788°C es 4-9; la de la templada desde 815° , es $5-7 \frac{3}{4}$, etc.

EL ENSAYO A LA CHISPA

7-22. Generalidades.—El ensayo a la chispa, en manos de un operador experimentado, es un método sencillo y efectivo para clasificar rápidamente los aceros con arreglo a su composición química. No se le debe considerar como un sustituto del análisis químico, ni como un método inequívoco para identificar aceros desconocidos. Un

CAPÍTULO VII

ENSAYOS METALÚRGICOS ESPECIALES

7-1. Introducción.—Aparte de los ensayos mecánicos convencionales a que se pueden someter los metales y aleaciones, existe un cierto número de ensayos para usos específicos, que sirven para poner de manifiesto propiedades metalúrgicas no observables por otros métodos. Los ensayos usuales en tracción, choque, dureza, torsión y otros similares son de importancia considerable para conocer las propiedades de un metal como material de construcción, pero por su misma naturaleza fallan como métodos de ensayo para determinar características tales como la capacidad para el tratamiento térmico, el tamaño de grano austenítico y la templabilidad del acero, los defectos internos que se pueden producir en un metal como consecuencia de procesos metalúrgicos defectuosos, etc. De los muchos métodos de ensayo de uso corriente unos son no destructivos, como por ejemplo los magnéticos y ultrasónicos, empleados para comprobar la existencia de defectos internos en un metal, mientras otros son de naturaleza destructiva y se requiere la sección total o una parte seleccionada de ella como probeta sobre la que operar.

El empleo de los rayos X y los rayos gamma en el ensayo de los metales y aleaciones ha adquirido una importancia extraordinaria para el estudio de la estructura interna y la inspección de ciertos productos acabados o semiacabados. Las técnicas radiográficas, por ejemplo, están especialmente indicadas para comprobar la presencia de discontinuidades internas en una pieza moldeada, una soldadura, etcétera, evitando los efectos desastrosos que provocaría la aceptación de un producto con defectos de fabricación. Las técnicas de difracción de rayos X, aplicadas al estudio de la estructura cristalina de los metales, han proporcionado una visión muy clara de la ordenación atómica y han resuelto muchos problemas de esta naturaleza que era imposible abordar de otro modo. Una discusión adecuada y completa de estos temas quedaría fuera del objeto de este libro y, por ello, nos hemos limitado a presentar al final de este capítulo, antes de la general del mismo, una bibliografía seleccionada sobre los fundamentos de los rayos X, la radiografía y las estructuras cristalinas.

MÉTODOS PARA LA DETERMINACIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO AUSTENÍTICO EN EL ACERO

7-2. Generalidades.—Es una observación corriente la de que dos coladas de acero de composición química semejante responden

de manera muy diferente al tratamiento térmico y que las propiedades obtenidas por el mismo tratamiento térmico pueden también ser diferentes. Estas diferencias en comportamiento no se pueden atribuir satisfactoriamente a las pequeñas diferencias en la composición nominal, pero en general se las puede relacionar en cierta medida con el tamaño de grano austenítico que se produce en esos aceros a las

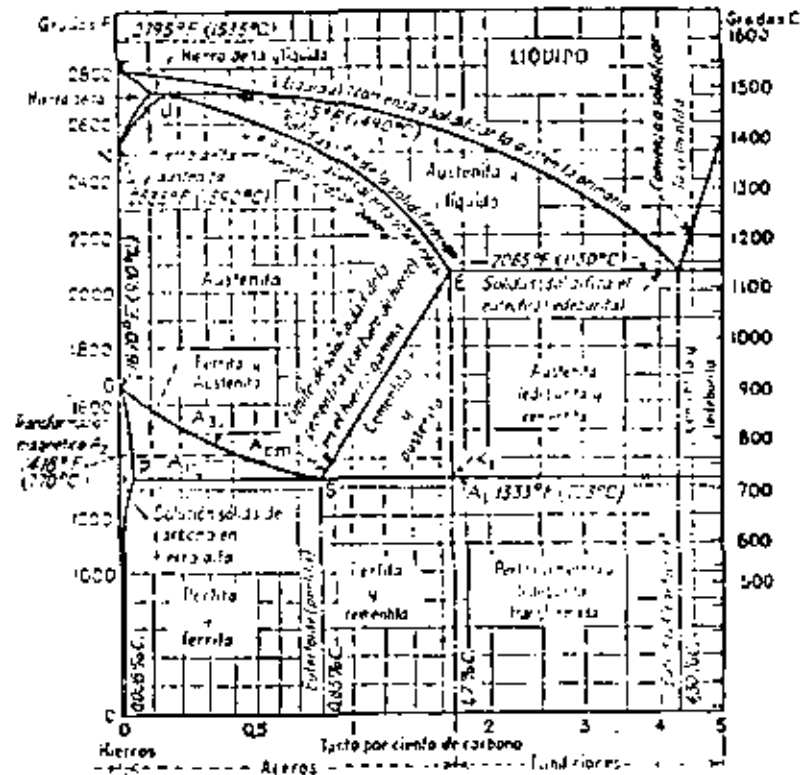


Fig. 7-1.—Diagrama de equilibrio hierro-carbono. (Modificado de Metal Progress, Vol. 42, 1947)

temperaturas empleadas en el tratamiento térmico y, en menor proporción, al tamaño de grano ferrítico a la temperatura ambiente.

Es bien sabido que un acero no templado, con algo más de un 0,04% de carbono, está constituido a la temperatura ordinaria por un agregado de dos fases—ferrita y carburo de hierro—que permanece casi inalterado durante el calentamiento hasta una temperatura próxima a los 723°C. A partir de esta temperatura, conocida como punto A_1 o temperatura crítica inferior (línea PSK, de la Fig. 7-1),

las dos fases comienzan a reaccionar para formar una nueva fase, denominada austenita. La austenita es una solución sólida de carbono en hierro gamma, estable a temperaturas elevadas e inestable bajo la crítica inferior. Como otras soluciones sólidas, la austenita existe en forma de un agregado de granos equiaxiales de cierto tamaño.

Tratándose de aceros eutectoides, es decir aceros con próximamente 0,8% de carbono la reacción entre la ferrita y el carburo se completa a la temperatura del punto A_1 y por encima el acero es completamente austenítico. En los aceros que contienen más o menos del 0,8% de carbono (hipereutectoides e hipoeutectoides respectivamente) la austenita formada en A_1 coexiste con un exceso de una de las fases reaccionantes y al elevar la temperatura va disolviendo a este exceso progresivamente, variando la proporción de austenita y su contenido de carbono. En cualquiera de las dos clases citadas de aceros se llega por fin a una temperatura a la que la austenita completa la disolución del exceso de la fase que coexistía con ella y, por encima, el acero es completamente austenítico. La temperatura a que esta disolución total ocurre se denomina *temperatura crítica superior* y es función del contenido de carbono del acero, a diferencia de la temperatura crítica inferior. En los aceros hipoeutectoides tal temperatura se representa con A_1 y en los hipereutectoides con A_{cm} ¹. Estas temperaturas corresponden, respectivamente, a las líneas GS y SE de la figura 7-1.

Los granos de la austenita formada inicialmente son pequeños con relación a los de ferrita o a las colonias de perlita existentes antes del tratamiento. Este tamaño inicial depende de varios factores, encontrándose entre los más importantes la composición química del acero, la forma en que se realizó la desoxidación en el proceso de fabricación y la estructura existente en el acero a la temperatura ambiente. Aunque a la temperatura de transformación los granos sean pequeños, al elevar la temperatura dentro del intervalo de estabilidad de la austenita se produce usualmente un crecimiento de ellos que, en general, es tanto más rápido, cuanto más elevada es la temperatura, siendo también mayor el tamaño de grano final. Para un acero determinado se tiene a cada temperatura, dentro del intervalo austenítico, un tamaño de grano característico. El crecimiento también se produce si se mantiene el acero mucho tiempo a una temperatura fija, pero esta variación con el tiempo transcurre a velocidad decreciente y, por ello, desde el punto de vista práctico, se puede

considerar que el crecimiento cesa después que se alcanza un determinado tamaño.

El tamaño de grano austenítico alcanzado a una cierta temperatura máxima (supuesto que ha habido tiempo suficiente) puede permanecer prácticamente constante y, como es bien sabido, no se altera al enfriar a una velocidad cualquiera. Las propiedades mecánicas del acero, logradas por el tratamiento térmico posterior, reflejan en cierto grado el tamaño del grano austenítico alcanzado, aunque ese tratamiento sea un temple, un normalizado o un entriamiento en el horno.

Todos los aceros presentan la tendencia al crecimiento de grano en la región austenítica, pero esa tendencia no es la misma para todos. Con la denominación de aceros de grano fino y aceros de grano basto se diferencian dos grandes grupos de aceros de comportamiento diferente. Un acero de grano fino resiste al crecimiento sobre un intervalo amplio de temperaturas dentro de la zona austenítica, mientras un acero de grano basto muestra un crecimiento progresivo y continuo a partir de temperaturas próximas a la de transformación.

Aunque los aceros de grano fino resisten al engrosamiento en una zona de temperaturas que es la de los tratamientos térmicos normales, cuando la temperatura se eleva llega un momento en que, frecuentemente, presentan una tendencia pronunciada al crecimiento de sus granos. La temperatura a que tal ocurre suele denominarse *temperatura de engrosamiento del grano*; tal temperatura sólo existe netamente en los aceros de grano fino, pero no es estrictamente característica de cada acero, sino que puede variar entre ciertos límites, dependiendo principalmente del tratamiento térmico anterior. Cuando con un acero de grano fino se sobrepasa la temperatura de engrosamiento, los granos suelen crecer más rápidamente y alcanzar mayores tamaños que en un acero de grano basto a la misma temperatura. A la temperatura de engrosamiento es también importante el tiempo de permanencia con relación a la uniformidad del tamaño final de los granos de austenita. En los aceros de grano basto la tendencia al crecimiento progresa de una manera más continua y no se puede definir en ellos una temperatura de engrosamiento.

Es evidente que el tamaño de grano austenítico de un determinado acero no es una característica inherente a él, sino una función de la temperatura a que se calienta y del tiempo que se mantiene a esta temperatura. Los datos referentes a tal tamaño de grano deben, por lo tanto, completarse siempre con la temperatura y tiempo a que se refieren. Sin embargo, se admite usualmente que si estos dos últimos datos no se dan explícitamente, el tamaño de grano se refiere a las condiciones normales en el tratamiento térmico del acero en cuestión.

¹ Las notaciones A_1 , A_{cm} y A_{cm}' se reservan para las temperaturas críticas de equilibrio, que corresponden a calentamiento o enfriamiento infinitamente lento. Cuando estas operaciones se realizan a velocidades finitas, la posición exacta de los puntos críticos depende de ellas, y no coinciden los obtenidos en el calentamiento y en el enfriamiento. Los obtenidos en el calentamiento se designan en general por A_1 , correspondiendo la letra m a la palabra francesa *refroidissement*, mientras los determinados en el calentamiento se expresan por A_1' , procediendo la letra c de *chauffage*. Así, p. ej., los puntos críticos en el calentamiento serán A_1' , A_{cm}' y A_{cm} .

La importancia que el tamaño del grano de la austenita tiene sobre algunas de las propiedades del acero tratado, pueden resumirse en la siguiente tabla:

TABLA 7-1

Propiedad	Austenita de grano	
	Fino	Grande
1. Al calentar ligeramente sobre la temperatura crítica	Se mantiene el grano fino.	Tiende a engrasarse.
2. Templabilidad	Menor.	Mayor.
3. Austenita retenida	Menos.	Más.
4. Distorsión en el temple	Menos.	Más.
5. Tendencia a agrietarse en el temple	Menos.	Más.
6. Tensiones internas después del temple	Más bajas.	Más altas.
7. Tendencia a huellas blandas después del temple	Mayor.	Menor.
8. Comportamiento en la cementación	Capa menos profunda.	Capa más profunda.
9. Maquinabilidad después de normalizado	Inferior.	Mejor.
10. Fragilización por la deformación en frío	Menor.	Mayor.
11. Tenacidad	Mayor.	Menor.

Queda, pues, claro que la determinación del tamaño de grano austenítico, por los métodos que se describirán seguidamente, puede servir para prever muchos aspectos relativos al comportamiento de un acero en el tratamiento térmico y cuando se encuentra en servicio sometido a distintos tipos de esfuerzos.

7-3. Determinación del tamaño de grano austenítico.—Puesto que la austenita existe normalmente sólo sobre los puntos críticos, el problema es encontrar un tratamiento mediante el cual se puedan hacer observables sus granos a la temperatura ambiente. El tratamiento puede acarrear cambios en la composición química, como ocurre con los métodos de oxidación y cementación o no alterar la composición química. En la mayoría de los casos son preferibles los últimos métodos. Los granos austeníticos pueden hacerse observables a la temperatura ambiente por uno de los siguientes procedimientos que no entrañan cambios de composición:

1.º Por la segregación de ferrita o carburo en los bordes de los granos en los aceros respectivamente hipoeutectoides o hipereutectoides.

2.º Por la formación de un producto de descomposición en los bordes del grano, en el caso de los aceros próximos a la composición eutectoide.

3.º Por un ataque especial que establece diferencias de contraste

entre los agregados de martensita formados a partir de los granos de austenita, con los que guardan relaciones de orientación.

4.º Por métodos de ataque por el calor.

Los dos primeros métodos exigen condiciones adecuadas de enfriamiento y permiten una delineación muy visible de los bordes de los granos de la austenita inicial, gracias a la separación en ellos de constituyentes con características de ataque muy diferentes. En los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides este constituyente es ferrita o carburo, respectivamente, que en los aceros ordinarios al carbono se separan en el enfriamiento lento a través del intervalo crítico; con condiciones adecuadas se obtiene una red casi completa del constituyente proeutectoide envolviendo al núcleo de los granos que se transforman a perlita más atacable. Este método no se puede emplear en los aceros cuya composición sea próxima a la eutectoide porque no se separa, como es natural, tal tipo de constituyentes. Pero en este caso, la transformación a perlita comienza esencialmente en los bordes de grano y operando adecuadamente se consigue desarrollar una red de perlita fina, templando en el momento adecuado para que la austenita residual del centro de los granos se transforme directamente en martensita, que se ataca más difícilmente.

Métodos de enfriamiento.—Una vez que se ha establecido el tamaño de grano a la temperatura que interesa, las condiciones de enfriamiento necesarias para poner de manifiesto los bordes de sus granos, depende esencialmente del contenido de carbono del acero ensayado. Seguidamente discutiremos las condiciones de enfriamiento adecuadas a cada caso.

a) **ACEROS AL CARBONO HIPEREUTECTOIDES.**—Si los aceros contienen menos de unos 0,10% de carbono, el tamaño de grano austenítico puede determinarse por el método de ataque por el calor, descrito más adelante, o por el que describimos a continuación. Una probeta delgada se calienta a la temperatura deseada durante un tiempo corto (para evitar la decarburación) y se templea en mercurio, agua o salmuera. La estructura metalográfica que resulta es martensita baja en carbono, probablemente, con una red de ferrita contorneando los granos de la austenita inicial. La probeta templada se reviene de 5 a 10 min a unos 200°C; se la desbasta y pule y se la ataca por inmersión en una solución acuosa al 5% de cloruro férrico. Este ataque pone de manifiesto los granos iniciales de austenita, porque aparece un contraste entre los agregados de martensita de diferente orientación. Este método, en realidad, no es sino un caso particular del método de ataque diferencial de la martensita, que se indicará más adelante.

En los aceros hipoeutectoides que contienen entre 0,25 y 0,55% de carbono el tamaño de grano austenítico se puede poner de manifiesto enfriando al aire una probeta apropiada desde la temperatura



bastar con templar una probeta (12 a 25 mm de diámetro) desde la temperatura deseada en un baño de salmuera. Si el acero no tiene una templabilidad excesiva este tratamiento produce una capa externa martensítica y una zona central perlítica y, entre ambas, aparece otra en que los bordes de grano aparecen delineados por perlita fina nodular envolviendo a los núcleos de los granos transformados en martensita. El ataque, como ya se ha indicado, dará en esta zona el aspecto de la figura 7-3.

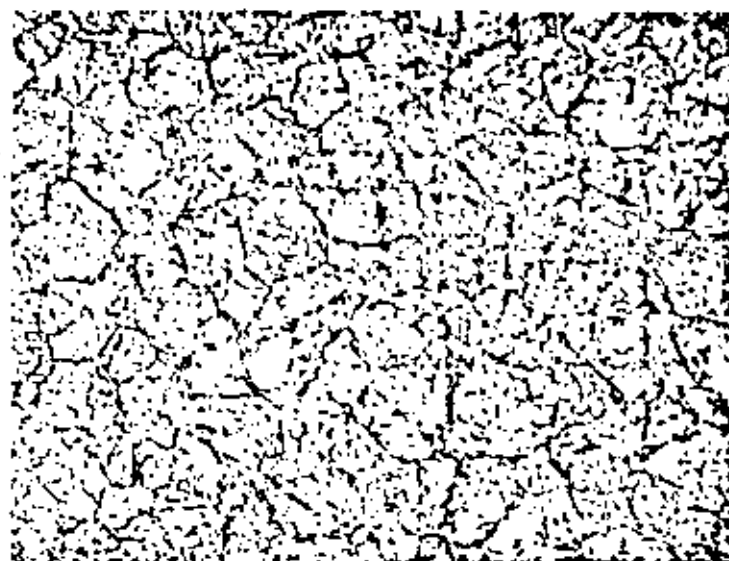
Los aceros eutectoides con más templabilidad se pueden estudiar



FIG. 7-4. Tamaño de grano austenítico en un acero hipereutectoide, puesto de manifiesto por una red de cementita. 100 aumentos. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)

por el método del temple en gradiente o mediante el ataque diferencial de la martensita que se indica más adelante. En el primer caso, entre las zonas totalmente martensítica y totalmente perlítica se encuentra aquella en que los nódulos de perlita fina contornean los granos martensíticos.

c) ACEROS AL CARBONO HIPEREUTECTOIDES.—En estos aceros el mejor método es dejar enfriar al aire o en el horno una probeta adecuada, austenizada a la temperatura en estudio. En estas condiciones se forma una red de la cementita primeramente separada, envolviendo al material del centro de los granos, transformado posteriormente a perlita y más atacable. La figura 7-4 muestra un ejemplo. Este método suele fallar si el contenido de carbono es inferior a $1,10\%$.



a) Martensita revenida 100 aumentos.



b) Martensita revenida durante 15 min a 200°C. 100 aumentos.

FIG. 7-5.—Tamaño de grano austenítico en un acero templado, puesto de manifiesto por el ataque diferencial con el reactivo Vilella. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)



ocuparemos de él, en este sentido, en las secciones 7-8, 7-9 y 7-10.

Método de oxidación.—Tobin y Kenyon¹ han propuesto un procedimiento para determinar el tamaño de grano austenítico de los aceros eutectoides, por medio de una oxidación selectiva a la temperatura de austenización. Con una atmósfera ligeramente oxidante los bordes de grano austenítico se oxidan preferentemente, y después de enfriada la probeta a la temperatura ambiente y convenientemente atacada, esos bordes se hacen fácilmente observables. Este método introduce cambios en la composición química de la superficie y zonas próximas a ella, por lo cual sus resultados deben tomarse con muchas reservas.

La probeta se prepara metalográficamente (sin ataque), se la mantiene el tiempo necesario a la temperatura deseada y se la deja enfriar hasta la temperatura ambiente, lentamente o templándola. El calentamiento se realiza en una atmósfera poco oxidante que, cuando la temperatura o el tiempo de permanencia no son excesivos, que es lo corriente, puede ser la atmósfera normal del horno. Si la temperatura máxima ha de pasar de unos 926°C y el tiempo de permanencia es largo, la oxidación progresaría excesivamente en tal atmósfera y no se podrían observar claramente los bordes de grano. En estos casos se puede empaquetar la probeta en algún material que limite el libre acceso de la atmósfera del horno, o se puede realizar el calentamiento en un baño de sales o un recipiente cerrado, sacándola de ellos sólo en los pocos últimos minutos del calentamiento para que se ponga en contacto con la atmósfera oxidante.

Mediante este tratamiento, sólo se obtiene un contraste ligero entre los bordes de grano y el resto del material, por lo cual conviene intensificarlo mediante un ataque adecuado. Si la probeta se ha enfriado lentamente se repule la superficie oxidada y se la ataca con picral o nital, que ponen de manifiesto los bordes de grano como una red blanca de ferrita que contornea las masas oscuras de perlita. Si la probeta se ha templado, se puede atacar satisfactoriamente con una solución al 15% de ácido clorhídrico en alcohol etílico. Este ataque ennegrece los bordes de grano que resaltan sobre la martensita ligeramente atacada.

También se puede oxidar la probeta antes de desbastarla y pulirla, haciendo estas operaciones después, poniendo la máxima atención en no eliminar toda la capa superficial atacada por la oxidación.

7-4. Métodos para expresar el tamaño de grano.—En los métodos que exponeremos a continuación es preciso proyectar la imagen de la estructura sobre la pantalla de un equipo metalográfico o, en su caso, obtener una fotomicrografía. Las probetas, preparadas por los métodos descritos anteriormente, se pulen y se atacan por

un reactivo adecuado para provocar el contraste necesario. La tabla 2 del Apéndice contiene una lista de tales reactivos.

El tamaño de grano así observado se puede expresar de varias formas, siendo aceptables las que se dan a continuación, de las que las dos primeras son las más empleadas:

1.^a Los números de tamaño de grano ASTM, arbitrariamente elegidos y relacionados exponencialmente con el número de granos por pulgada cuadrada en una proyección a 100 aumentos.

2.^a Número medio de granos cortados por una línea de longitud definida (método de Graff-Snyder).

3.^a Número medio de granos por milímetro cuadrado.

4.^a Área media de los granos, en milímetros cuadrados.

El método ASTM.—Esta forma de expresar el tamaño de grano suele preferirse porque se puede hacer muy fácilmente la estimación del número representativo del tamaño de grano. Para ello se proyecta la imagen de la estructura de la probeta convenientemente tratada y preparada o se obtiene una fotomicrografía de ella, en ambos casos a 100 aumentos, y se realiza una comparación con una serie de gráficos correspondientes a los distintos tamaños de grano, que reproducimos¹ en las figuras 7-10 a 7-17. El número del gráfico más parecido al aspecto de la probeta expresa el tamaño de grano. Cuando aparecen granos de varios tamaños el resultado suele expresarse con dos números, correspondientes a dos tamaños de grano, con la indicación del tanto por ciento existente de cada uno.

Los patrones de tamaño de grano ASTM se han elegido en forma que cubran los normalmente encontrados en el acero. Los gráficos llevan números del 1 al 8. El número del gráfico, representativo de un tamaño de grano, está relacionado con el número medio de ellos visibles a 100 aumentos por pulgada cuadrada de pantalla o fotomicrografía, mediante la relación

$$\text{Número medio por pulgada cuadrada a 100 aumentos} = 2^{n-1} \quad [7-1]$$

siendo precisamente n el número ASTM.

La tabla 40 del Apéndice da las relaciones calculadas entre el número ASTM, el número medio por pulgada cuadrada a 100 aumentos, y los diámetros y secciones medias reales de los granos.

Los aceros cuyo tamaño de grano está comprendido entre el 1 y el 5 se consideran como aceros de grano basto, y los comprendidos entre el 5 al 8, como de grano fino. Cuando el tamaño es precisa-

¹ Reproducidos con autorización de la ASTM.

² Se trata, naturalmente, de la existencia en la probeta de granos de distintos tamaños, y no de un solo grupo de granos que no debe confundirse con la observación metalográfica de grupos de granos de tamaño distinto, debido al efecto del tipo de las acrapaciones de granos del mismo tamaño. En este punto conviene tener presente que, en general, los granos de mayor tamaño tienden a agruparse en el contorno de los granos más pequeños, formando grupos de secciones pequeñas y grupos de secciones grandes. (N. del T.)

¹ Tobin, H., y Kenyon, R. L.: *Austenitic Grain Size of Eutectoid Steels*, Trans., ASM, vol. 26, 1938.

Clasificación de las inclusiones

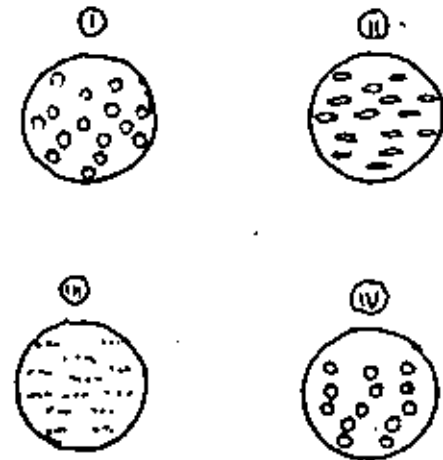
- 1) A - Tipo sulfuros
- 2) B - Tipo alumina
- 3) C - Tipo silicatos
- 4) D - Tipo óxidos globular

Oxidos	Sulfuros	Silicatos
óxido de hierro (FeO)	Sulfuro de manganeso (MnS)	silicato alcalico (2CaO.SiO ₂)
Silice (SiO ₂)	Sulfuro de hierro (FeS)	silicato tricálcico (3CaO.SiO ₂)
alumina Al ₂ O ₃	Sulfuro doble de hierro y manganeso (MnS-FeS)	Silicato de hierro (FeO.SiO ₂)
etc.	Sulfuro de aluminio Al ₂ S ₃ etc.	etc.

S. origen { inclusiones endógenas o naturales
{ inclusiones exógenas o secundarias

S. naturaleza { inclusiones metálicas (MnS), (FeS), ...
{ inclusiones no metálicas (FeO, Al₂O₃, SiO₂, ...)

VARIACION DEL ASPECTO DE LAS INCLUSIONES LUEGO DE LA DEFORMACION

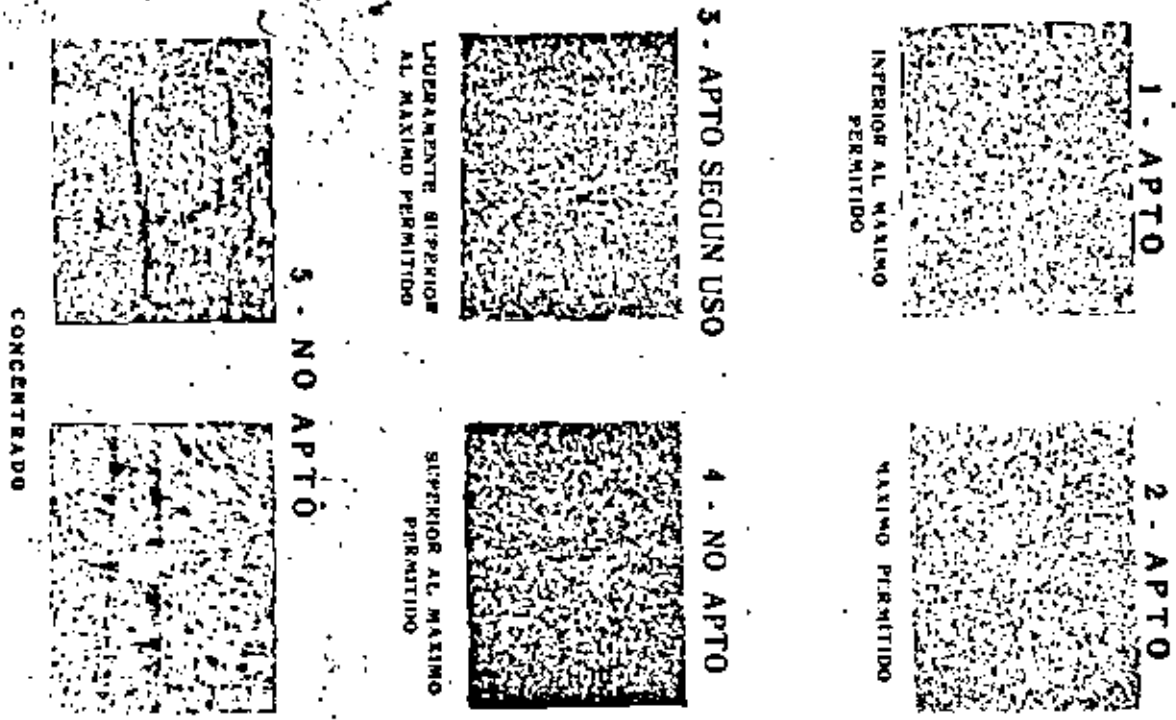


I - NO ALTERADAS

II - DUCTILES Y PLANAS - DEFORMADAS

III - FRAGILES, ROTAS

IV - RESISTENTES - NO DEFORMADAS



AVALIAÇÃO DA QUANTIDADE DE INCLUSÕES NOS AÇOS

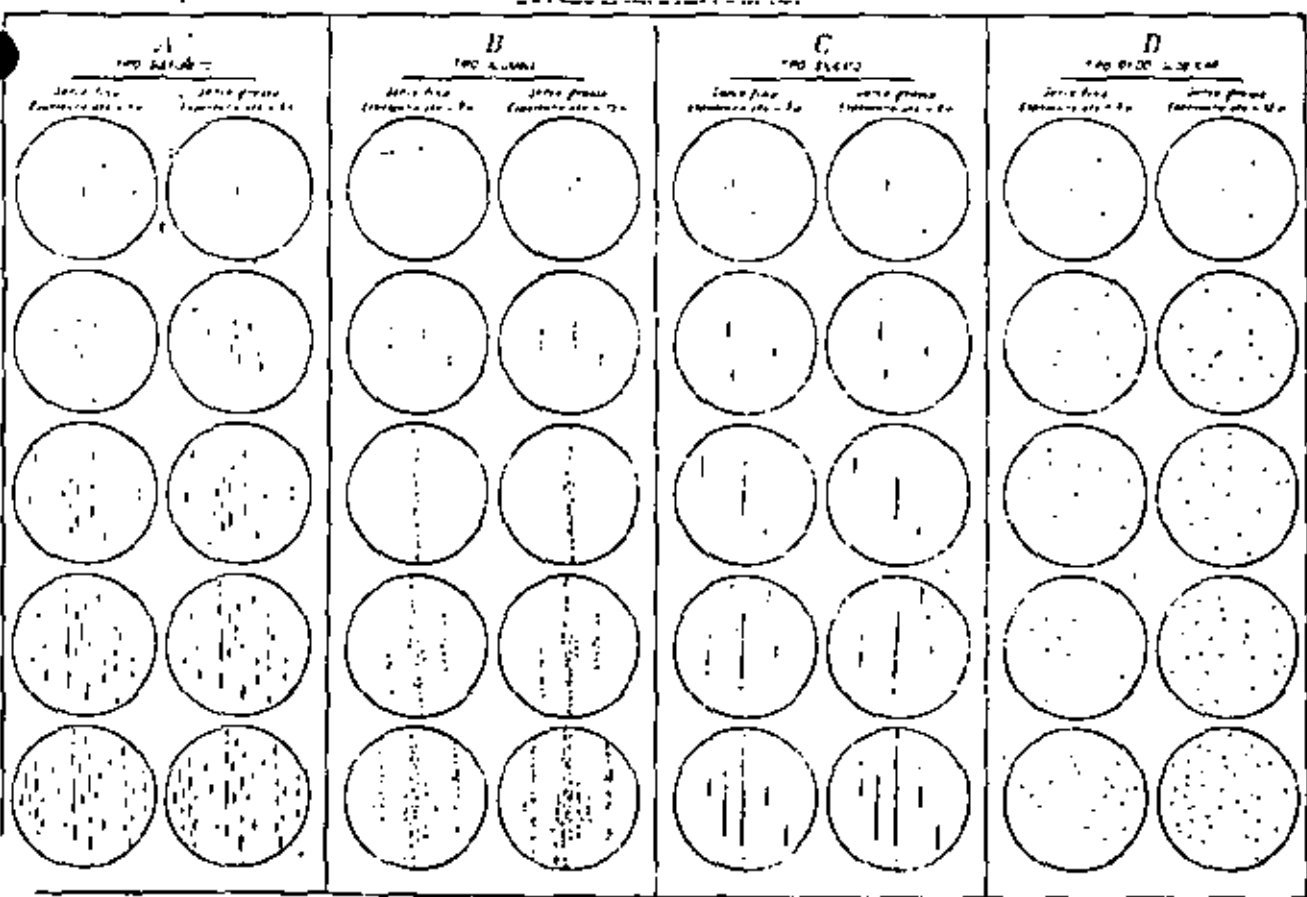


Fig 307 - Classificação para avaliação micrográfica das inclusões dos aços adotada pela Associação dos siderurgicos Brasileiros (Associação de Escandinavos). O quadro original é linearmente 4,3 vezes maior do que esta figura.

EFFECTO DE LAS INCLUSIONES

1. DEFORMACION PLASTICA EN CALIENTE. afecta:
Trabajo mecanico caliente. (blandos)
La plasticidad (duras)
2. DEFORMACION EN FRIO:
Laminado req. copositos.
Trafilado
3. CARACTERISTICAS MECANICAS
Estructura fibrosa prop. unidireccionales.
4. GRADO DE TERMINACION SUPERFICIAL.
Corte con hras.
5. RESISTENCIA A LA CORROSION.
Formación de un par.
6. TRATAMIENTOS TERMICOS. afecta:
Inclusiones dispersas ^{requieren} retardan crecimiento de grano.
y en la penetración del temple.

FRAGILIDAD DEBIDA A LOS GASES ¹³⁻¹⁰

SE ENCUENTRAN:

ADSORBIDOS - DISUELTOS - FORMANDO COMPUESTOS
QUIMICOS CON EL METAL - OCLUIDOS EN VENTANAJAS
Y CAVIDADES.

EL H PENETRA EN EL ACERO DURANTE EL ELECTRODEPOSITO PRODUCIENDO FRAGILIDAD EN EL METAL, SE ELIMINA CON UN RECOCCIDO A BAJA TEMPERATURA.

- difunde a lo largo de los limites de grano

EL H - disminuye el alargamiento (ac. suave) por lo que disminuye su resistencia a la tracción y a esfuerzos repetidos.

EL O - PRODUCE UNA MARCADE DISMINUCION DE LA DUCTILIDAD.

EL N. - SE ATRIBUYE UNA RELACION CON LA FRAGILIDAD AZUL

FACTORES INFLUYENTES SO DE LAS INCLUSIONES

1- PROCESO DE FABRICACIÓN: comprende:

Tipo de horno.

Materia prima.

Marcha del proceso.

Ferrosaleaciones.

Combustibles.

etc.

2- CONDICION Y FORMA EN QUE SE REALIZA LA SOLIDIFICACION. Incluye:

Tiempo en que se mantiene líquido antes de solidificar.

Condiciones de enfriamiento.

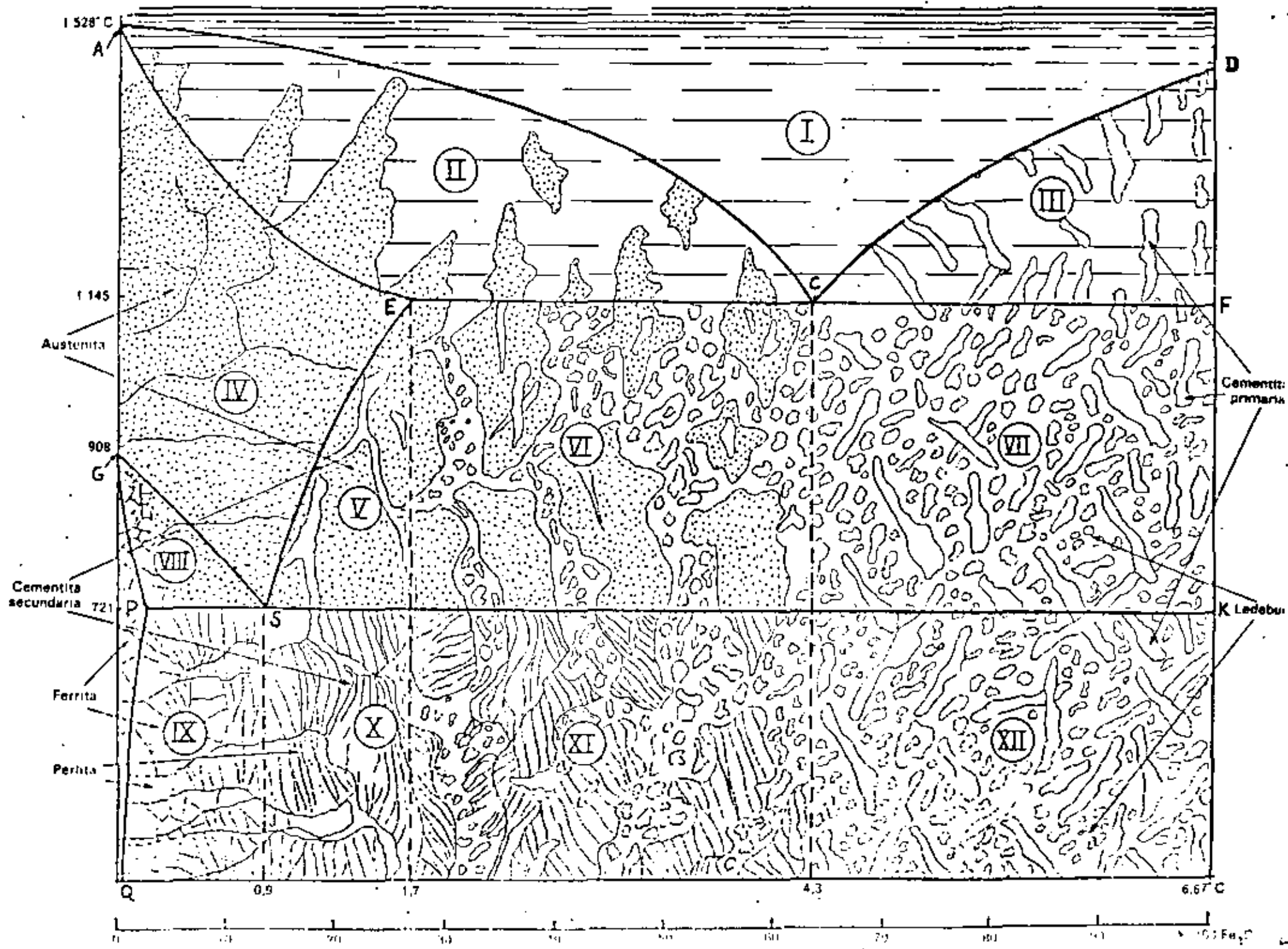
Sistema de colada.

Dimensiones de la pieza.

etc.

3- TRATAMIENTOS DE DEFORMACION PLASTICA.

Los realizados antes de su utilización final.





**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TERMICOS Y

SUS APLICACIONES

ANEXOS

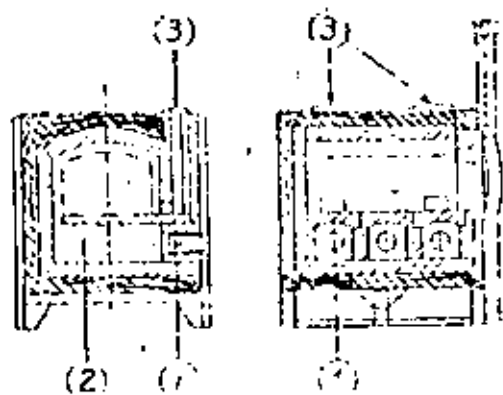
JUNIO 1982

•
•
•
•
•



Fig. 22. — Différents modes de chauffage des fours à combustion.

Tableau A. — Exemples de fours à combustion à une hauteur pour 1 000 kg (S.C.N.N.V.)



1. Éléments chauffants. 2. Turbine de soufflage. 3. Revêtement des fours.

Dimensions utiles			Puissance chauffante (kW/h)	Nombre d'éléments		Dimensions extérieures approximatives du corps du four		
l (m)	h (m)	E (m)		220	380	l (m)	h (m)	E (m)
100	100	300	22 000	5	1	1 000	1 300	1 050
150	150	300	33 000	8	1	1 050	1 350	1 150
200	200	400	44 000	10	1	1 100	1 400	1 200
250	250	400	65 000	15	1	1 150	1 450	1 300
300	300	500	77 000	20	1	1 200	1 500	1 350
400	400	600	110 000	30	1	1 300	1 600	1 450
500	500	800	154 000	40	1	1 400	1 700	1 550
600	600	1 000	208 000	50	1	1 500	1 800	1 650
700	700	1 200	272 000	60	1	1 600	1 900	1 750
800	800	1 400	346 000	70	1	1 700	2 000	1 850
900	900	1 600	430 000	80	1	1 800	2 100	1 950
1 000	1 000	1 800	524 000	90	1	1 900	2 200	2 050
1 200	1 200	2 000	638 000	100	1	2 000	2 300	2 150
1 400	1 400	2 200	772 000	110	1	2 100	2 400	2 250
1 600	1 600	2 400	926 000	120	1	2 200	2 500	2 350
1 800	1 800	2 600	1 090 000	130	1	2 300	2 600	2 450
2 000	2 000	2 800	1 264 000	140	1	2 400	2 700	2 550
2 200	2 200	3 000	1 448 000	150	1	2 500	2 800	2 650
2 400	2 400	3 200	1 642 000	160	1	2 600	2 900	2 750
2 600	2 600	3 400	1 846 000	170	1	2 700	3 000	2 850
2 800	2 800	3 600	2 060 000	180	1	2 800	3 100	2 950
3 000	3 000	3 800	2 284 000	190	1	2 900	3 200	3 050
3 200	3 200	4 000	2 518 000	200	1	3 000	3 300	3 150
3 400	3 400	4 200	2 762 000	210	1	3 100	3 400	3 250
3 600	3 600	4 400	3 016 000	220	1	3 200	3 500	3 350
3 800	3 800	4 600	3 280 000	230	1	3 300	3 600	3 450
4 000	4 000	4 800	3 554 000	240	1	3 400	3 700	3 550
4 200	4 200	5 000	3 838 000	250	1	3 500	3 800	3 650
4 400	4 400	5 200	4 132 000	260	1	3 600	3 900	3 750
4 600	4 600	5 400	4 436 000	270	1	3 700	4 000	3 850
4 800	4 800	5 600	4 750 000	280	1	3 800	4 100	3 950
5 000	5 000	5 800	5 074 000	290	1	3 900	4 200	4 050
5 200	5 200	6 000	5 408 000	300	1	4 000	4 300	4 150
5 400	5 400	6 200	5 752 000	310	1	4 100	4 400	4 250
5 600	5 600	6 400	6 106 000	320	1	4 200	4 500	4 350
5 800	5 800	6 600	6 470 000	330	1	4 300	4 600	4 450
6 000	6 000	6 800	6 844 000	340	1	4 400	4 700	4 550
6 200	6 200	7 000	7 228 000	350	1	4 500	4 800	4 650
6 400	6 400	7 200	7 622 000	360	1	4 600	4 900	4 750
6 600	6 600	7 400	8 026 000	370	1	4 700	5 000	4 850
6 800	6 800	7 600	8 440 000	380	1	4 800	5 100	4 950
7 000	7 000	7 800	8 864 000	390	1	4 900	5 200	5 050
7 200	7 200	8 000	9 308 000	400	1	5 000	5 300	5 150
7 400	7 400	8 200	9 772 000	410	1	5 100	5 400	5 250
7 600	7 600	8 400	10 256 000	420	1	5 200	5 500	5 350
7 800	7 800	8 600	10 760 000	430	1	5 300	5 600	5 450
8 000	8 000	8 800	11 284 000	440	1	5 400	5 700	5 550
8 200	8 200	9 000	11 828 000	450	1	5 500	5 800	5 650
8 400	8 400	9 200	12 392 000	460	1	5 600	5 900	5 750
8 600	8 600	9 400	12 976 000	470	1	5 700	6 000	5 850
8 800	8 800	9 600	13 580 000	480	1	5 800	6 100	5 950
9 000	9 000	9 800	14 204 000	490	1	5 900	6 200	6 050
9 200	9 200	10 000	14 848 000	500	1	6 000	6 300	6 150
9 400	9 400	10 200	15 512 000	510	1	6 100	6 400	6 250
9 600	9 600	10 400	16 196 000	520	1	6 200	6 500	6 350
9 800	9 800	10 600	16 900 000	530	1	6 300	6 600	6 450
10 000	10 000	10 800	17 624 000	540	1	6 400	6 700	6 550
10 200	10 200	11 000	18 368 000	550	1	6 500	6 800	6 650
10 400	10 400	11 200	19 132 000	560	1	6 600	6 900	6 750
10 600	10 600	11 400	19 916 000	570	1	6 700	7 000	6 850
10 800	10 800	11 600	20 720 000	580	1	6 800	7 100	6 950
11 000	11 000	11 800	21 544 000	590	1	6 900	7 200	7 050
11 200	11 200	12 000	22 388 000	600	1	7 000	7 300	7 150
11 400	11 400	12 200	23 252 000	610	1	7 100	7 400	7 250
11 600	11 600	12 400	24 136 000	620	1	7 200	7 500	7 350
11 800	11 800	12 600	25 040 000	630	1	7 300	7 600	7 450
12 000	12 000	12 800	25 964 000	640	1	7 400	7 700	7 550
12 200	12 200	13 000	26 908 000	650	1	7 500	7 800	7 650
12 400	12 400	13 200	27 872 000	660	1	7 600	7 900	7 750
12 600	12 600	13 400	28 856 000	670	1	7 700	8 000	7 850
12 800	12 800	13 600	29 860 000	680	1	7 800	8 100	7 950
13 000	13 000	13 800	30 884 000	690	1	7 900	8 200	8 050
13 200	13 200	14 000	31 928 000	700	1	8 000	8 300	8 150
13 400	13 400	14 200	33 002 000	710	1	8 100	8 400	8 250
13 600	13 600	14 400	34 096 000	720	1	8 200	8 500	8 350
13 800	13 800	14 600	35 220 000	730	1	8 300	8 600	8 450
14 000	14 000	14 800	36 374 000	740	1	8 400	8 700	8 550
14 200	14 200	15 000	37 558 000	750	1	8 500	8 800	8 650
14 400	14 400	15 200	38 772 000	760	1	8 600	8 900	8 750
14 600	14 600	15 400	40 016 000	770	1	8 700	9 000	8 850
14 800	14 800	15 600	41 290 000	780	1	8 800	9 100	8 950
15 000	15 000	15 800	42 594 000	790	1	8 900	9 200	9 050
15 200	15 200	16 000	43 928 000	800	1	9 000	9 300	9 150
15 400	15 400	16 200	45 292 000	810	1	9 100	9 400	9 250
15 600	15 600	16 400	46 686 000	820	1	9 200	9 500	9 350
15 800	15 800	16 600	48 110 000	830	1	9 300	9 600	9 450
16 000	16 000	16 800	49 564 000	840	1	9 400	9 700	9 550
16 200	16 200	17 000	51 048 000	850	1	9 500	9 800	9 650
16 400	16 400	17 200	52 562 000	860	1	9 600	9 900	9 750
16 600	16 600	17 400	54 106 000	870	1	9 700	10 000	9 850
16 800	16 800	17 600	55 680 000	880	1	9 800	10 100	9 950
17 000	17 000	17 800	57 284 000	890	1	9 900	10 200	10 050
17 200	17 200	18 000	58 918 000	900	1	10 000	10 300	10 150
17 400	17 400	18 200	60 582 000	910	1	10 100	10 400	10 250
17 600	17 600	18 400	62 276 000	920	1	10 200	10 500	10 350
17 800	17 800	18 600	64 000 000	930	1	10 300	10 600	10 450
18 000	18 000	18 800	65 754 000	940	1	10 400	10 700	10 550
18 200	18 200	19 000	67 538 000	950	1	10 500	10 800	10 650
18 400	18 400	19 200	69 352 000	960	1	10 600	10 900	10 750
18 600	18 600	19 400	71 196 000	970	1	10 700	11 000	10 850
18 800	18 800	19 600	73 070 000	980	1	10 800	11 100	10 950
19 000	19 000	19 800	74 974 000	990	1	10 900	11 200	11 050
19 200	19 200	20 000	76 908 000	1 000	1	11 000	11 300	11 150
19 400	19 400	20 200	78 872 000	1 010	1	11 100	11 400	11 250
19 600	19 600	20 400	80 866 000	1 020	1	11 200	11 500	11 350
19 800	19 800	20 600	82 890 000	1 030	1	11 300	11 600	11 450
20 000	20 000	20 800	84 944 000	1 040	1	11 400	11 700	11 550
20 200	20 200	21 000	87 028 000	1 050	1	11 500	11 800	11 650
20 400	20 400	21 200	89 142 000	1 060	1	11 600	11 900	11 750
20 600	20 600	21 400	91 286 000	1 070	1	11 700	12 000	11 850
20 800	20 800	21 600	93 460 000	1 080	1	11 800	12 100	11 950
21 000	21 000	21 800	95 664 000	1 090	1	11 900	12 200	12 050
21 200	21 200	22 000	97 898 000	1 100	1	12 000	12 300	12 150
21 400	21 400	22 200	100 162 000	1 110	1	12 100	12 400	12 250
21 600	21 600	22 400	102 456 000	1 120	1	12 200	12 500	12 350
21 800	21 800	22 600	104 780 000	1 130	1	12 300	12 600	12 450
22 000	22 000	22 800	107 134 000	1 140	1	12 400	12 700	12 550
22 200	22 200	23 000	109 518 000	1 150	1	12 500	12 800	12 650
22 400	22 400	23 200	111 932 000	1 160	1	12 600	12 900	12 750
22 600	22 600	23 400	114 376 000	1 170	1	12 700	13 000	12 850
22 800	22 800	23 600	116 850 000	1 180	1	12 800	13 100	12 950
23 000	23 000	23 800	119 354 000	1 190	1	12 900	13 200	13 050
23 200	23 200	24 000	121 888 000	1 200	1	13 000	13 300	13 150
23 400	23 400	24 200	124 452 000	1 21				

1. The first part of the document discusses the importance of maintaining accurate records of all transactions.

2. It also highlights the need for regular audits to ensure the integrity of the financial data.

3. Furthermore, the document emphasizes the role of transparency in building trust with stakeholders.

4. The following section details the various methods used to collect and analyze financial information.

5. This includes a thorough review of the company's internal controls and risk management practices.

6. The document also addresses the challenges faced by organizations in implementing effective financial reporting systems.

7. Finally, it provides recommendations for improving the overall quality and reliability of financial statements.

8. The conclusion summarizes the key findings and reiterates the importance of sound financial management.

9. The appendix contains additional data and supporting documents related to the study.

10. The document is intended to provide a comprehensive overview of the current state of financial reporting practices.

11. It is hoped that this report will serve as a valuable resource for researchers and practitioners alike.

12. The authors would like to thank the participants and reviewers for their contributions to this work.

13. The document is available for free download at the following link: [www.example.com/financial-reporting](#)

14. For more information, please contact the author at author@example.com

15. The document is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial-ShareAlike license.

16. All rights reserved. No part of this document may be reproduced without the prior written permission of the publisher.

17. The publisher is not responsible for any errors or omissions in this document.

18. The document is printed on recycled paper to minimize environmental impact.

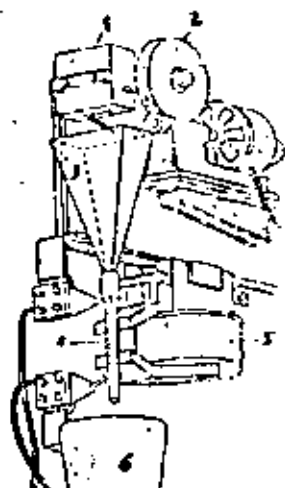


Fig. 111-11. — Installation automatique pour le trempage par induction d'aiguilles de coudre à l'huile. Haute fréquence 117 000 Hz, capacité bobine : 12 000 microfarads.

1) Miroir ; 2) Distributeur ; 3) Tresse (Plexiglas) ; 4) Bobine ; 5) Aimant ; 6) Bac de trempe.

Le système distributeur laisse tomber tous les 3/50 de seconde une aiguille du miroir dans la bobine à travers la tresse ; l'aimant maintient l'aiguille dans la bobine jusqu'à ce qu'elle ait atteint le point de Curie (environ 760°C) et soit devenue aimantée. A ce moment, l'aiguille tombe dans le bac de trempe.

- 1 - Déposité
- 2 - Distributeur
- 3 - Guia (Plexiglas)
- 4 - Bobine
- 5 - Imant
- 6 - Temple.

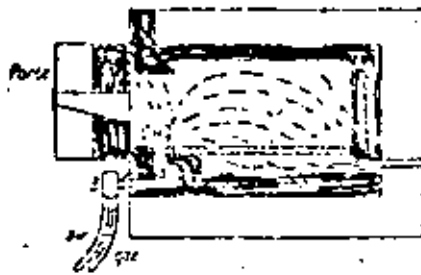


Fig. VII-2. — Schéma d'un four à tambour avec robinet de 200 pistons provenant des 200 mètres de la combustion. A) Chambre de combustion ; B) Arrivée de gaz et de l'air ; C) Robinet de gaz ; D) Porte ajustable du four.

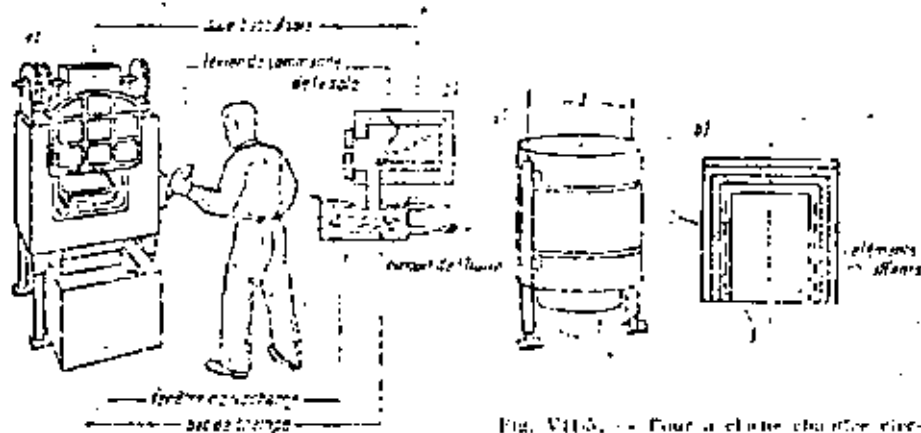


Fig. VII-3. — Four à chambre basculant au tour. — by Principe

Fig. VII-3. — Four à chambre basculant au tour. — by Principe. 1) Cylindre interne, 2) Cylindre externe, 3) Robinet et calorifuge, 4) Robinet de gaz, 5) Robinet de l'air.

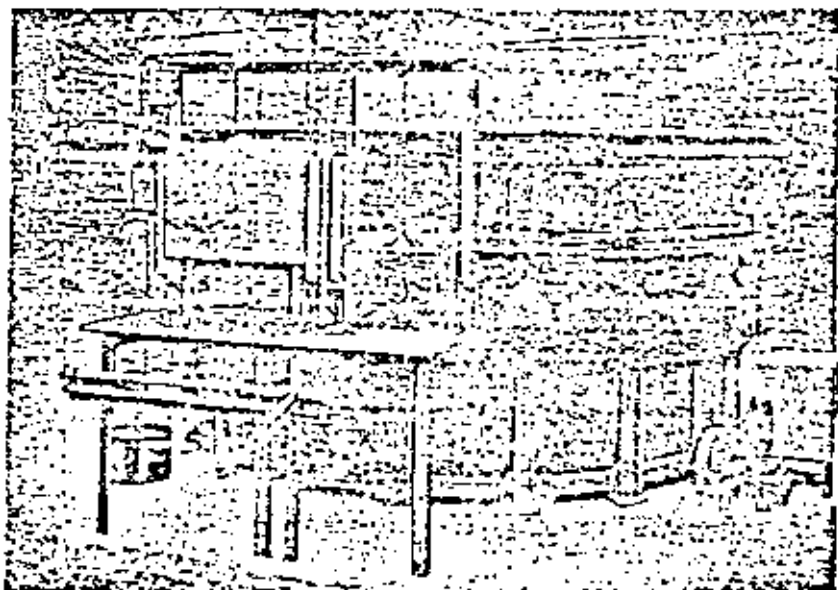


Fig. VII-4. — Four Meker à sole tournante à diamètre 2,30 m. Production 200 kg/heure à 1500°C.

MEDIO: K_1 coef. medio ambiente:

gas - 2

Sales - 1

Metal - 0.5

FORMA: K_2 coef. forma:

Esfera - 1

Cilindro - 2

Paralelepipedo. 2, 5

Lamina - 4.

CALENTAMIENTO: K_3 uniformidad calentamiento

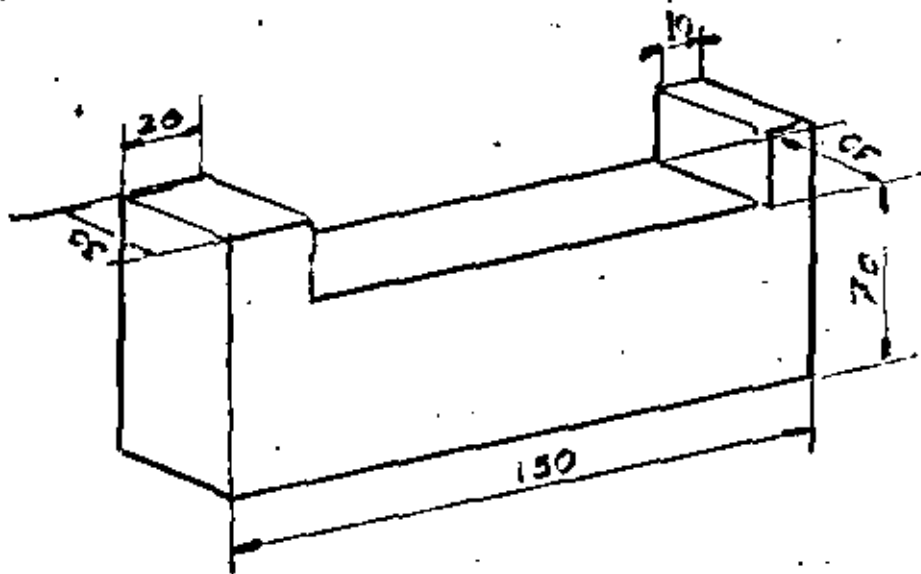
Todas partes - 1

Tres partes - 2

Una parte - 4

$$T_c = 0,1 D_1 K_1 K_2 K_3$$

D_1 = Dimensión mínima de la sección máxima.



Sección Transversal max. 30×40

$$D_i = 30$$

$$T_c = 0,1 \times 30 \times 2 \times 2,5 \times 1 = 15 \text{ mm}$$

$$T_{\text{total}} = T_c + T_p = 15 + 2 = 17 \text{ mm} \quad \text{hasta } 800-900^\circ\text{C}$$

Duración del calentamiento

$$T_{total} = T_c + T_p.$$

T_c = Tiempo de calentamiento

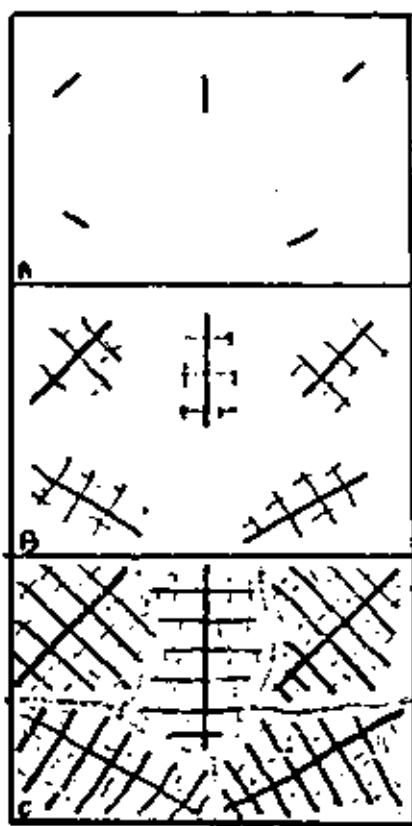
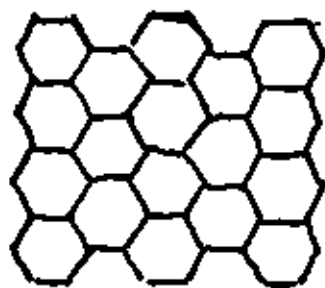
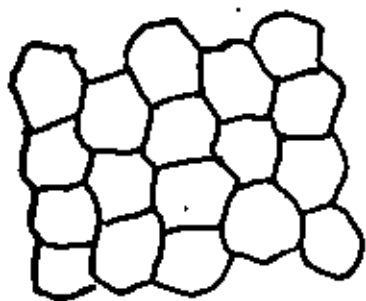
T_p = Tiempo de permanencia.

T_c - depende: Aptitud del medio de calentamiento
dimensiones y forma de las piezas
colocación en el horno.

T_p - depende: velocidad de cambio de fases dada
por el calentamiento por encima del
punto crítico.

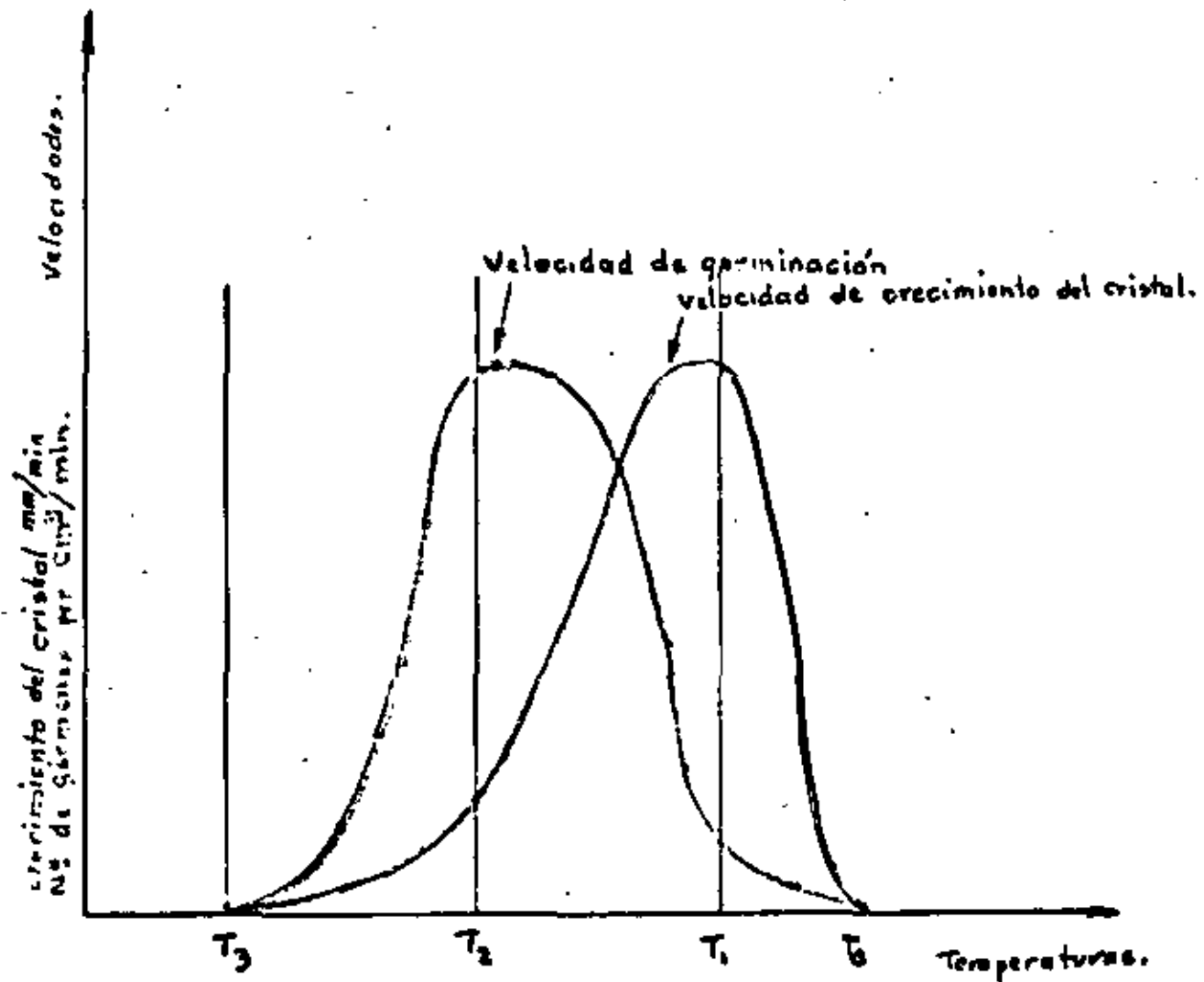
1 min. aceros comunes

2 min. aceros aleados



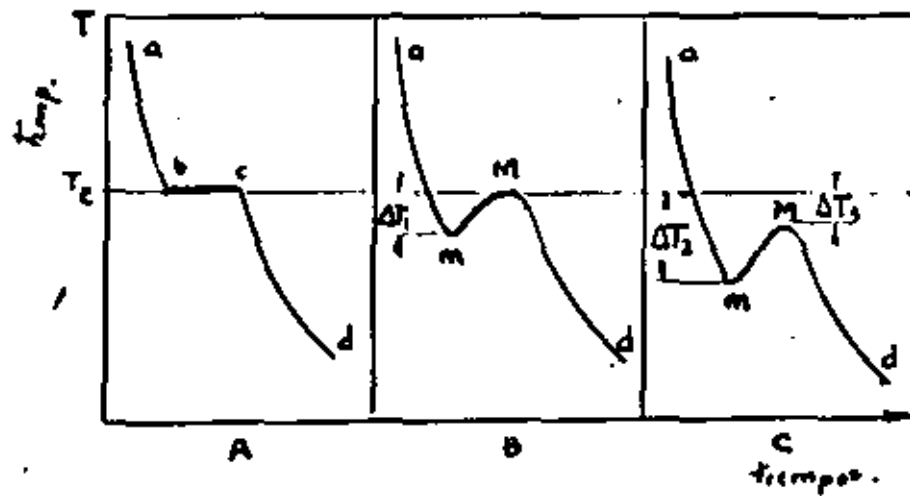
REPRESENTACION ESQUEMATICA DEL
CRECIMIENTO SIMULTANEO
DE CRISTALES DENDRITICOS
VECINOS

CU VAS DE VELOCIDADES DE GERMINACIÓN Y DE CRECIMIENTO
EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA.



$$T_3 > T_2 > T_1 > T_0$$

Terminación (sobre fusión).

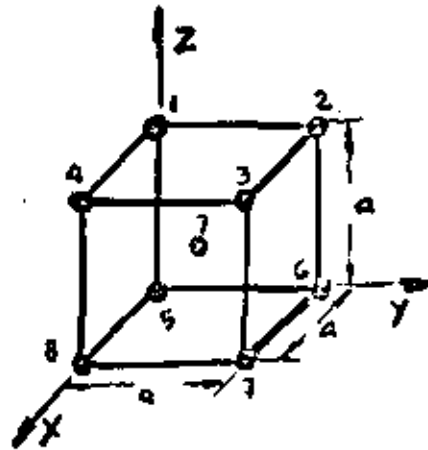


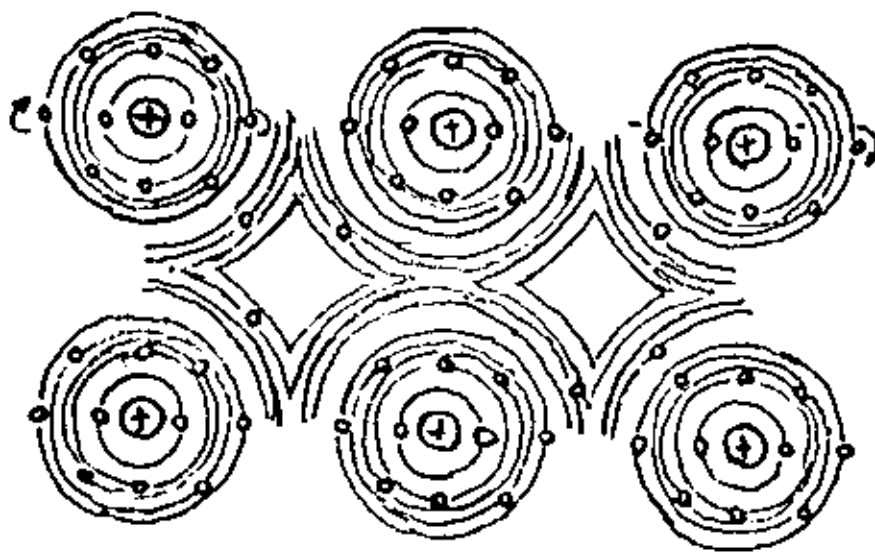
T_c = Temperatura de equilibrio

- A. Sin subenfriamiento (sobre fusión) indica: presencia o nacimiento de gérmenes extraños o heterogéneos.
- B. Con subenfriamiento indica: la presencia o la formación de gérmenes heterogéneos de menor eficacia o por la formación de gérmenes homogéneos.
- C. Idem. germinación espontánea.

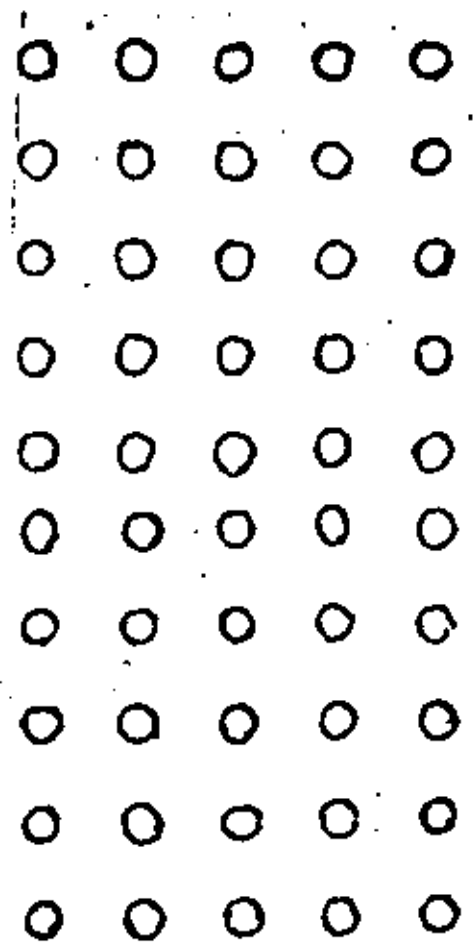
ESTRUCTURA DE LOS CRISTALES.

- 1- ESTA CARACTERIZADO POR UN APILADO SIMETRICO DE LOS ATOMOS EN EL ESPACIO.
- 2- EL APILADO DETERMINA LA RED O RED CRISTALINA QUE ES PROPIA DE CADA COMPUESTO O ELEMENTO.
- 3- LA DISTANCIA MUTUA DE LOS ATOMOS O MAS PRECISAMENTE DE SU CENTRO (PUESTO QUE LOS ATOMOS OSCILAN ALREDEDOR DE SU POSICION MEDIA DE EQUILIBRIO) ES CARACTERISTICA PARA UN ELEMENTO DADO, EN UN TIPO DE RED DEFINIDA (DISTANCIA RETICULAR O PARAMETRO)

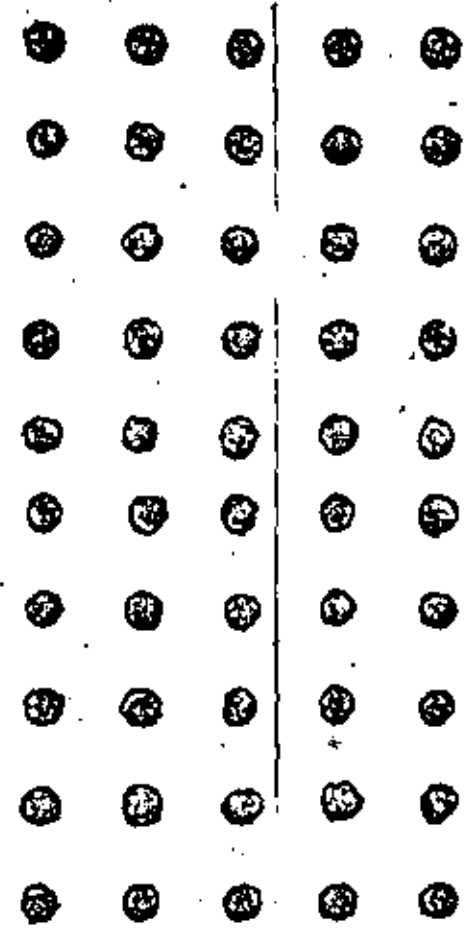




Representación esquemática de la unión metálica
(elemento: sodio)

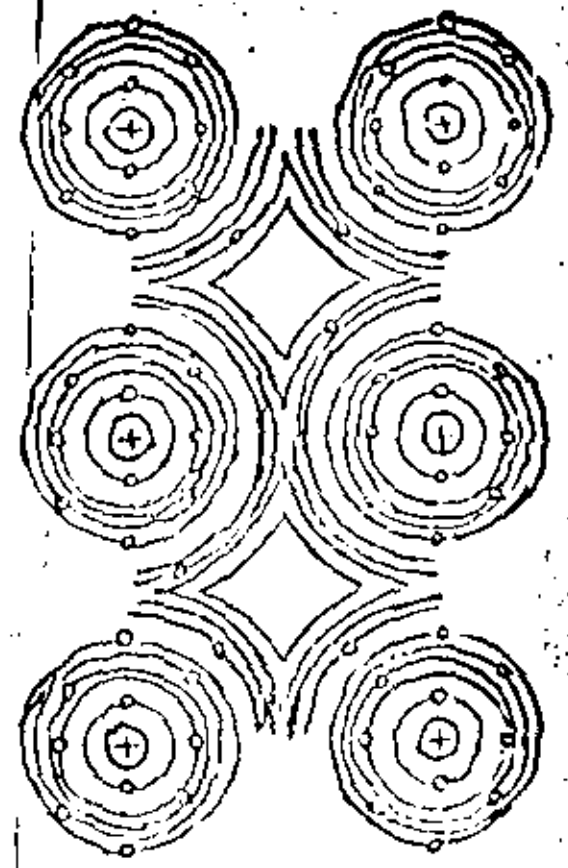


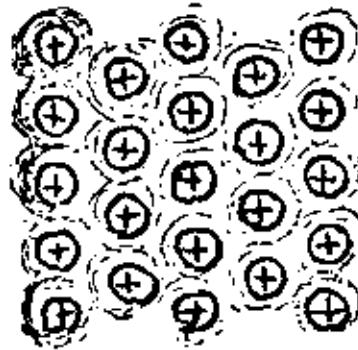
sturla 194



sturla 190

1-4

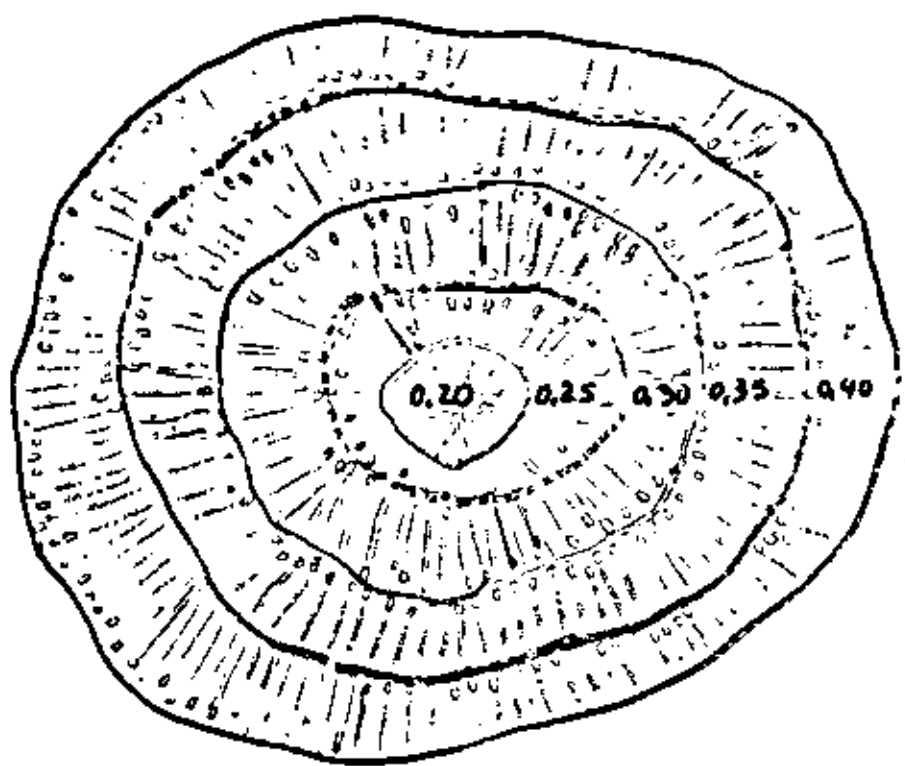




EL ESTADO METALICO IDEAL CORRESPONDE A UN SISTEMA NEUTRO DONDE UNA RED PERFECTA DE IONES POSITIVOS SE ENCUENTRA "FLOTANDO" EN UN GAS ELECTRONICO NEGATIVO.

LAS FUERZAS DE VINCULACION INTERATOMICA SON DE NATURALEZA ELECTROSTATICA, SIN DIRECCION IMPUESTA, LO QUE IMPLICA LOGRAR UNIONES COMPACTAS DE NUMEROSAS SIMETRIAS.

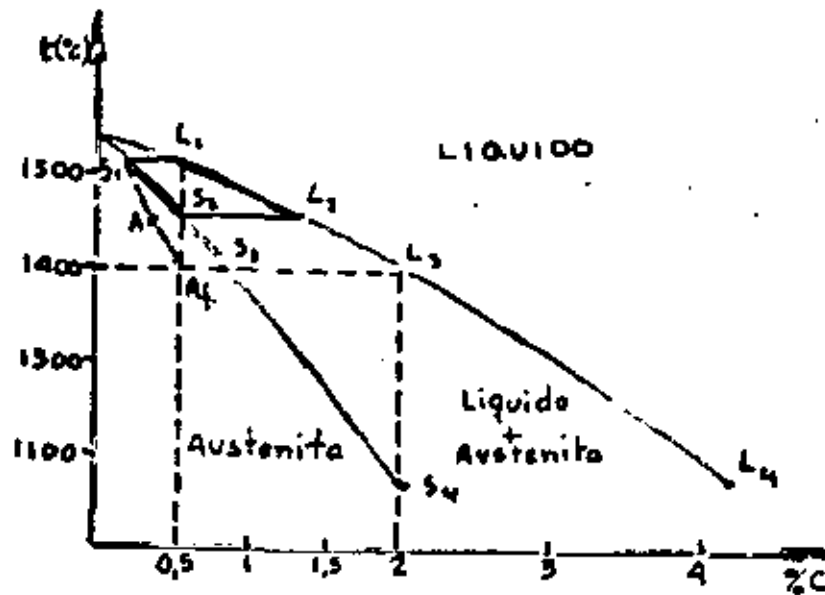
LA RIGIDEZ DEL CRISTAL SURGE, PURA, DE LAS FUERZAS DE INTERACCION QUE MANTIENEN LAS POSICIONES RELATIVAS DE LOS ATOMOS PROXIMOS.



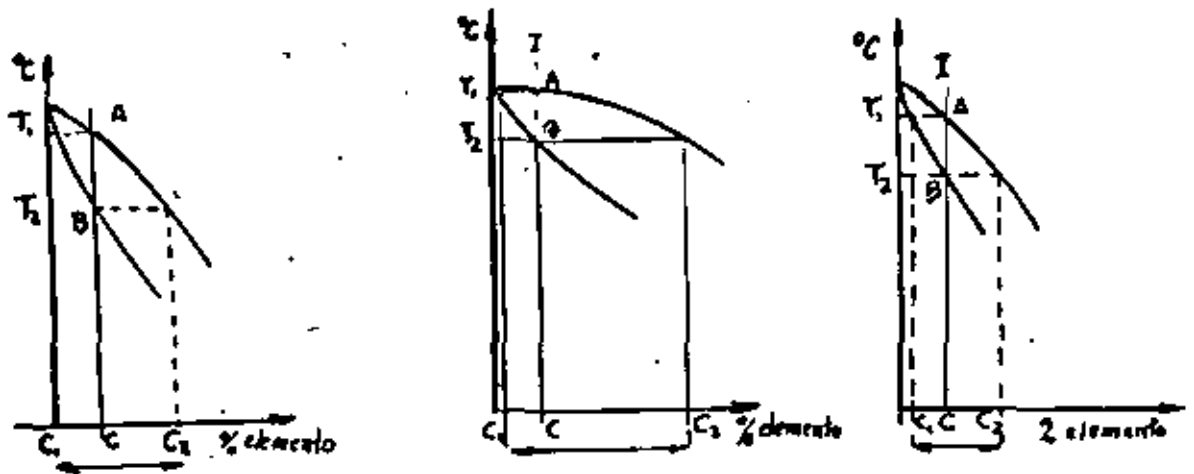
crystal. (esquema)

SOLIDIFICACION IDEAL EN ALEACIONES Fe-C

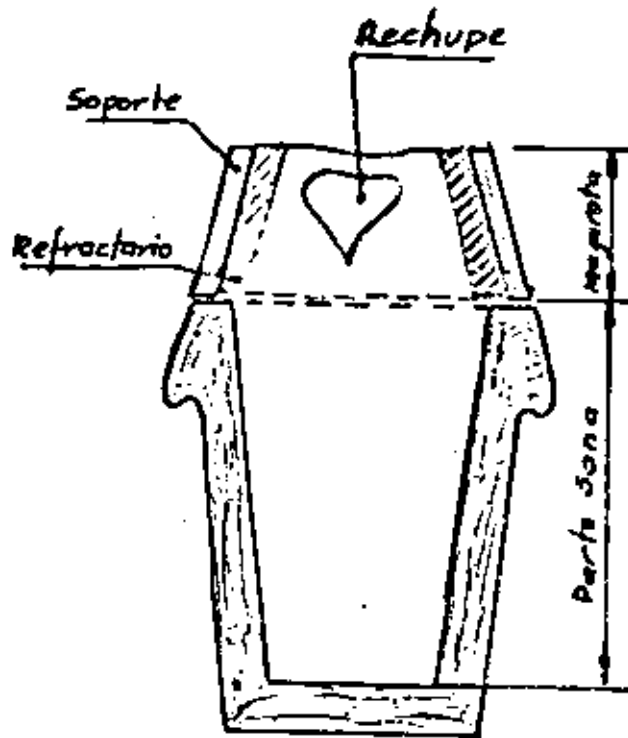
(Estudio Teórico)



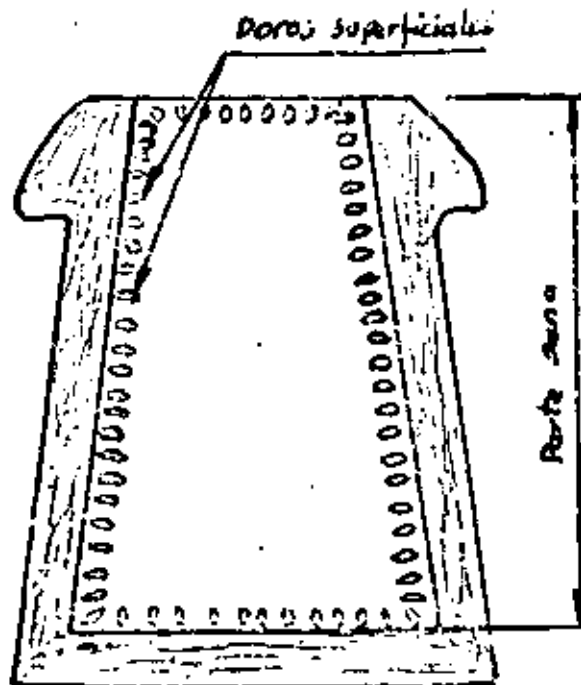
TENOR EN CARBONO	0,10	0,50	1,00	1,50	2,00
COMIENZO DE SOLIDIFICACION.	1530	1510	1480	1440	1400
FIN DE SOLIDIFICACION	1520	1460	1375	1280	1180



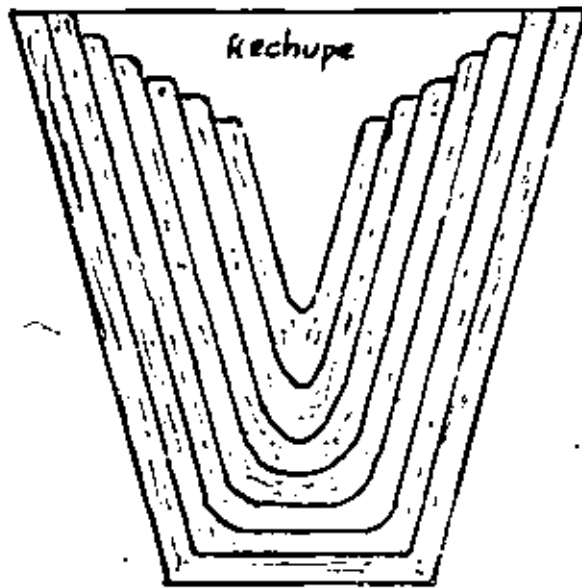
LA INTENSIDAD DEL FENOMENO DE SEGREGACION VARIA
 CON LA FORMA DEL DIAGRAMA DE
 SOLIDIFICACION



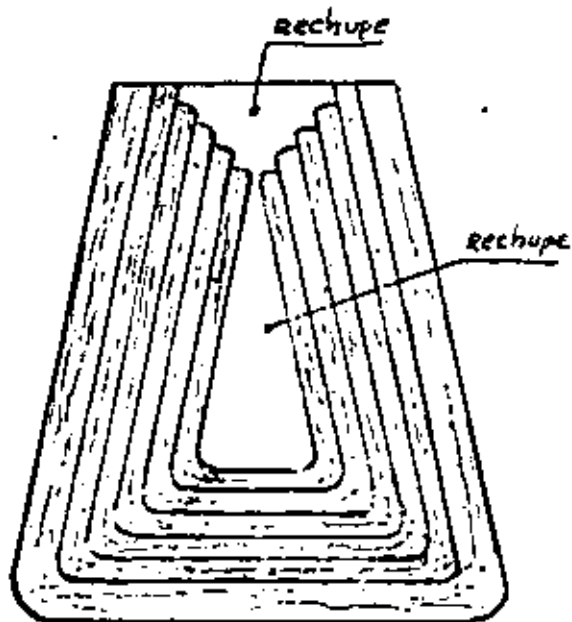
Eliminación de rechupe en aceros
calmados y lingotera de cabeza ancha



Eliminación del rechupe en aceros
esfervescentes y lingotera de cabeza
estrecho



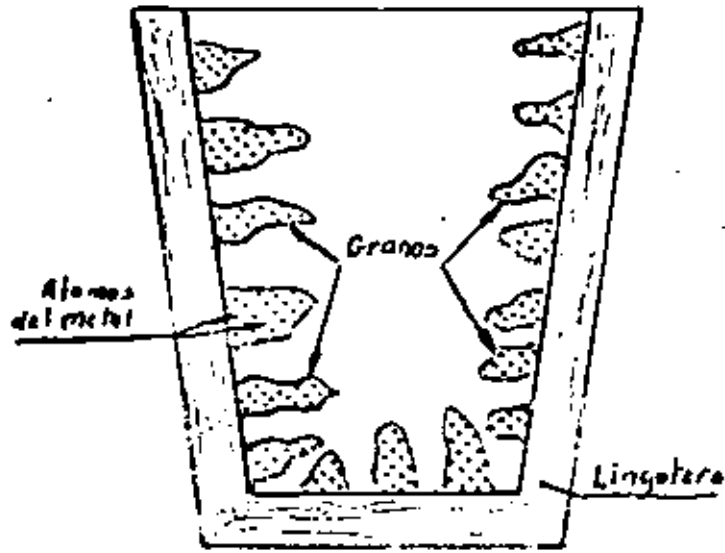
Posición del rechupe en una lingotera de cabeza ancha



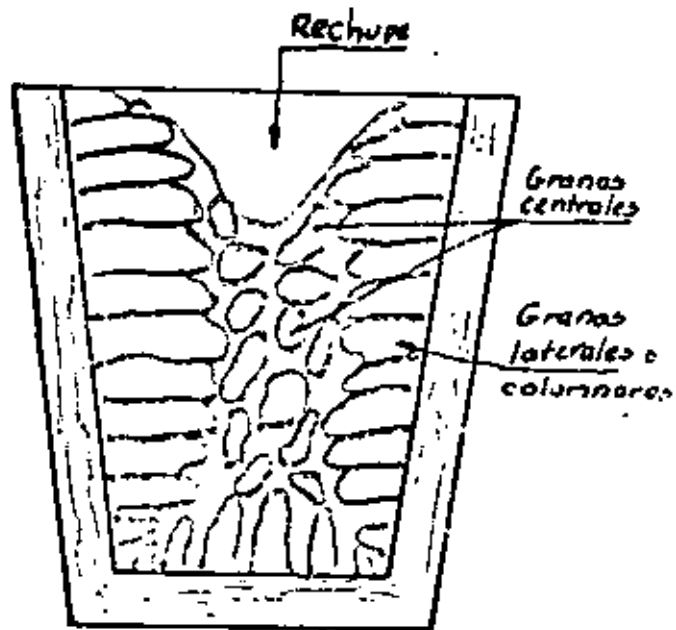
Posición del rechupe en lingotera de cabeza estrecha

- 1- Cristalización = Solidificación (en metales)
- 2- Los cristales son debidos a la formación de gérmenes y a su crecimiento.
- 3- Los gérmenes pueden ser:
 - Propios u homogéneos
 - Extraños o heterogéneos
- 4- Los gérmenes propios pueden ser el resultado de un primer empilamiento reticular de un cierto número de átomos; según la simetría del cristal metálico, se puede suponer que se trata de un estado intermedio entre la simetría de orden de larga distancia y la simetría de orden de corta distancia.
- 5- De hecho, cada preagrupamiento de átomos en el metal líquido constituye un germen potencial, pero este preagrupamiento es esencialmente efímero y no es estable hasta que adquiere determinadas dimensiones.
- 6- Un germen heterogéneo está compuesto parcialmente o completamente por átomos de uno o de varios otros elementos. De partículas ínfimas extrañas al metal, en suspensión en el líquido (gérmenes exógenos) o de cristales resultantes de una precipitación primaria de otra fase (caso de ciertas aleaciones o metales impuros → gérmenes endógenos).
- 7- Los procedimientos de inoculación aumentan el número de granos aumentando el número de gérmenes.
- 8- La velocidad de germinación es el número de gérmenes que se forman por unidad de volumen y por unidad de tiempo. (p.e. por cm^3 y por minuto)
- 9- La velocidad de crecimiento de gérmenes es la velocidad de crecimiento del cristal (expresada generalmente en mm/min)

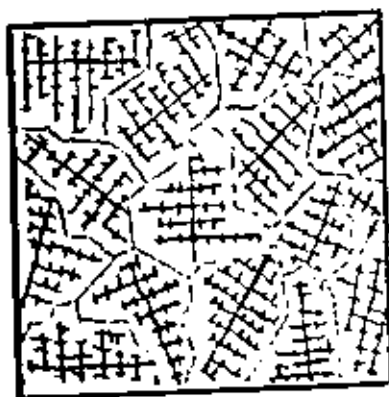
Metal líquido



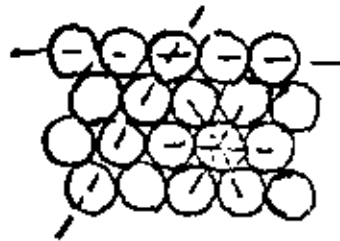
Comienzo de la solidificación



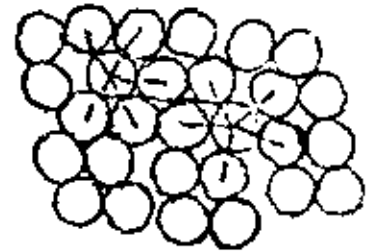
Final de la solidificación



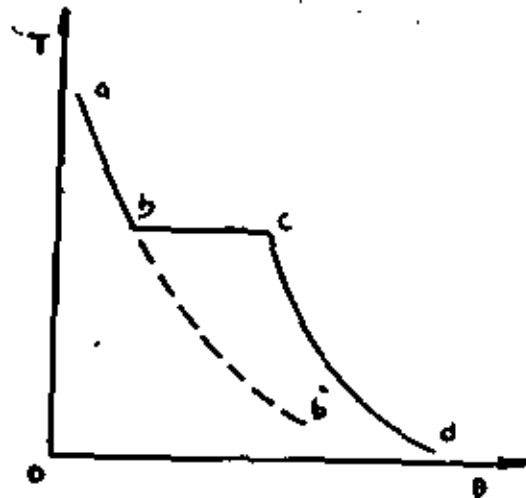
REPRESENTACION ESQUEMATICA DE LA ESTRUCTURA
DENDRITICA DE LOS CRISTALES.



Simetría a larga distancia
en el estado
cristalizado.

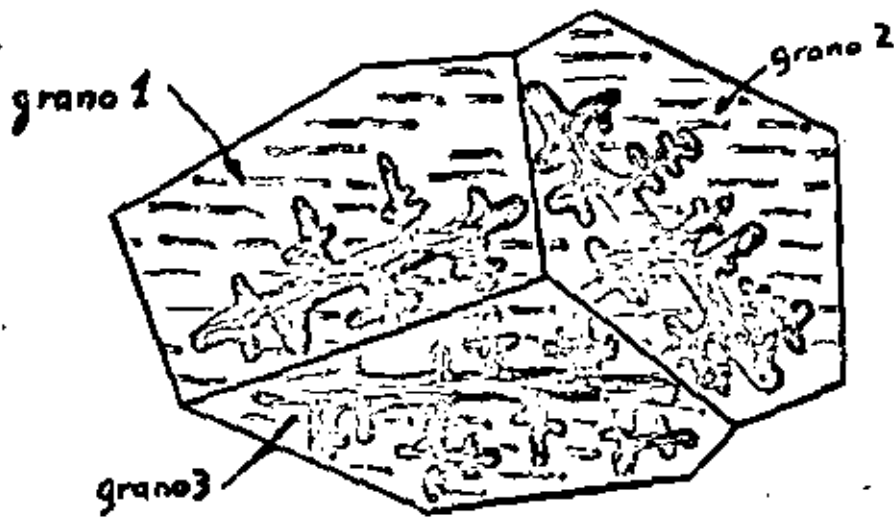


Simetría a corta distancia
en el estado
líquido

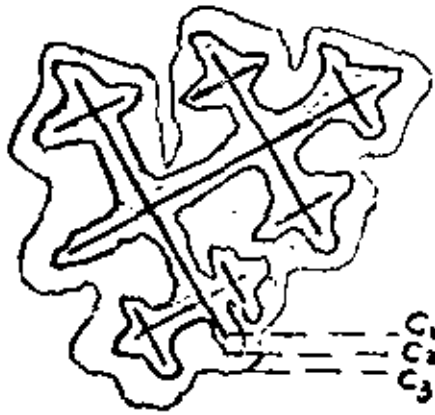


curva de enfriamiento idealizada temperatura-tiempo representando
la solidificación y el enfriamiento consecutivo de un
metal simple

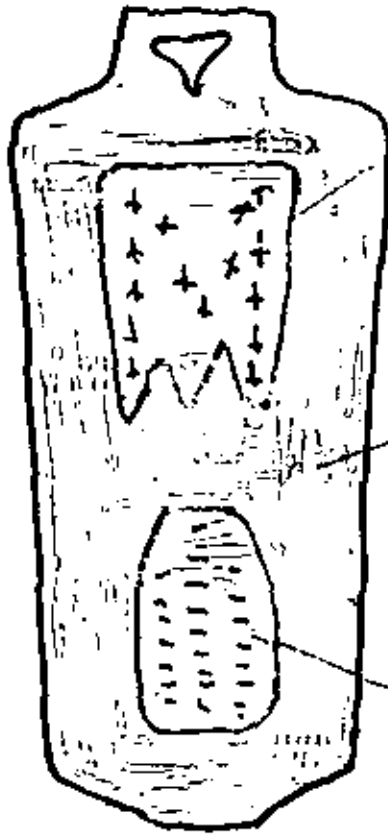
CRISTALIZACION A ESCALA
MASA POLICRISTALINA



CRISTALIZACION EQUIAXIAL



SECREGACIONES (MAYORES)



Segregación positiva

$$C = 0,12$$

$$S = 0,03$$

$$C = 0,10$$

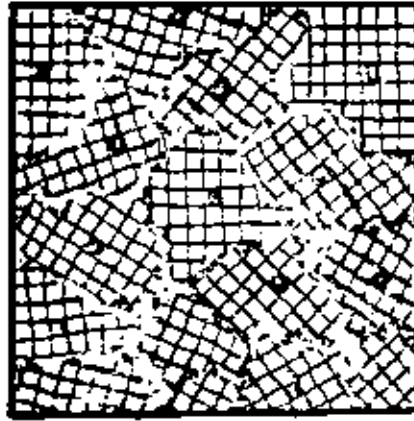
$$S = 0,04$$

Segregación negativa

$$C = 0,08$$

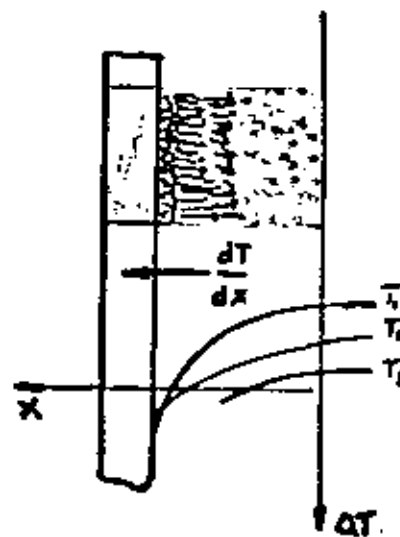
$$S = 0,03$$

ULTIMO LIQUIDO CONTIENE MAS IMPUREZAS

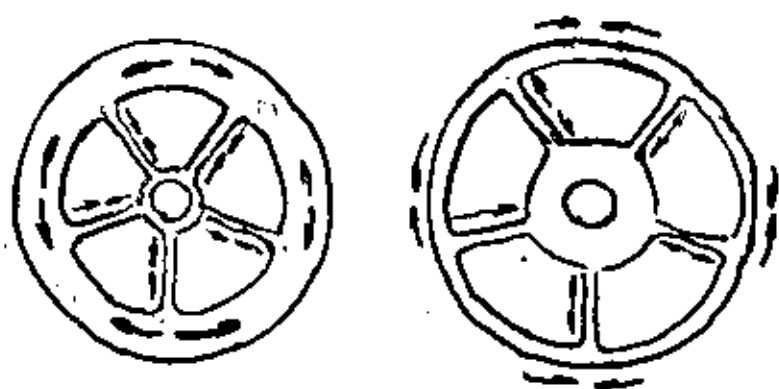
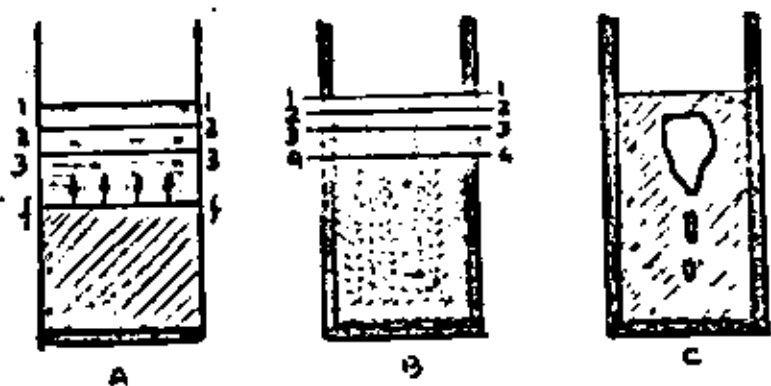


Los agregados cristalinos que crecen alrededor de los gérmenes (indicados con un cuadrado en morado) terminan por encontrarse según superficies irregulares.

Tabla 175



La cristalización en un lingote



Contracción durante la solidificación



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

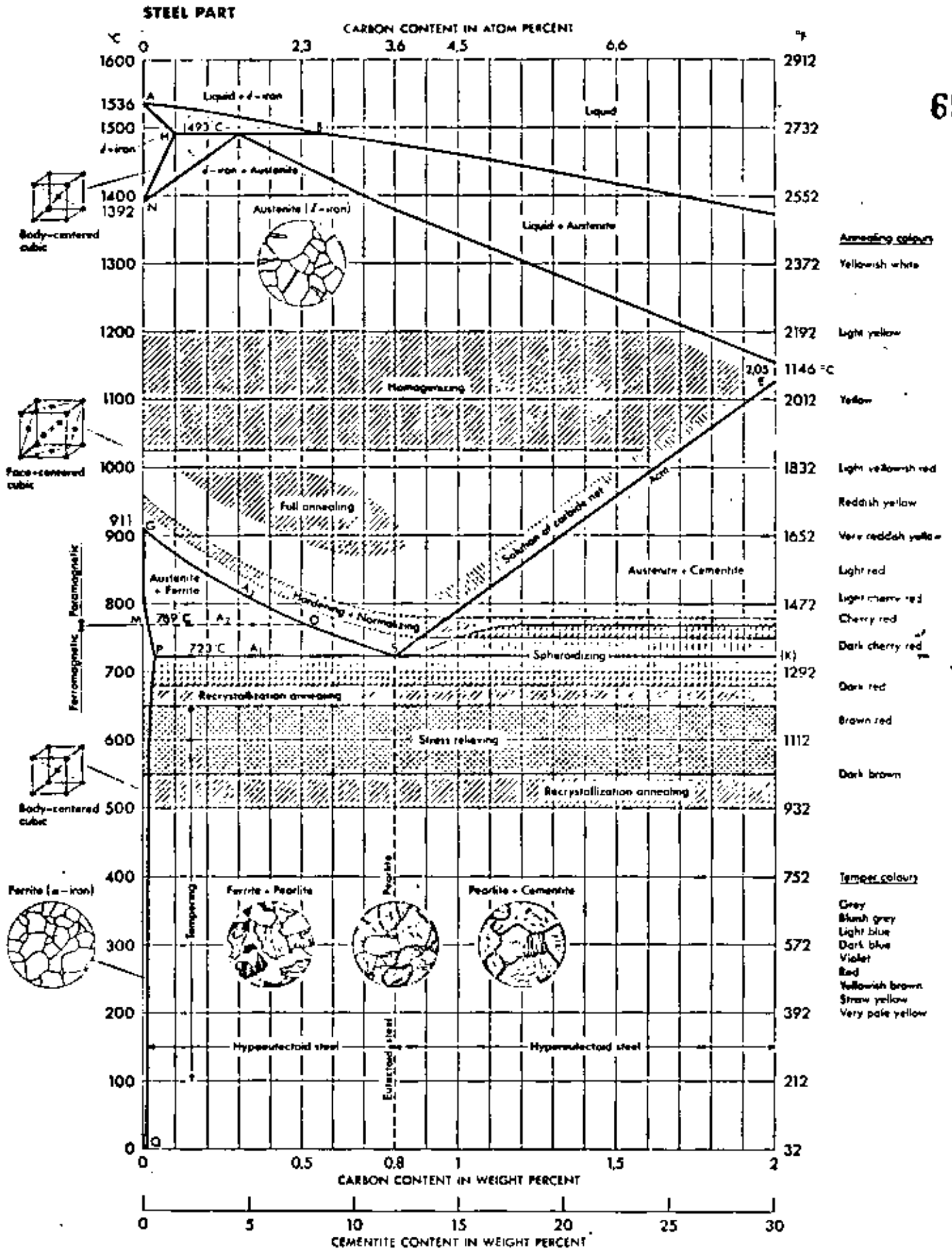
TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

ANEXOS

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

JUNIO, 1982

ON-CARBON EQU LIBRIUM DIAGRAM



METALURGIA

Obtención de un metal de composición dada.

TECNOLOGIA DE LOS METALES

TECNOLOGIA MECANICA

Obtención, partiendo del metal, de las piezas con la forma exterior necesaria.

TRATAMIENTO TERMICO

Obtención de las propiedades que deben tener las piezas.

METALURGIA

METALURGIA DE OBTENCION

METALURGIA DE TRANSFORMACION

TECNOLOGIA MECANICA

TRATAMIENTOS TERMICOS

METALOGRAFIA

ESTUDIA:

- LA MACROESTRUCTURA.
- LA MICROESTRUCTURA.
- LA ESTRUCTURA ATOMICA
de los metales y aleaciones

= A simple vista o con lupa.

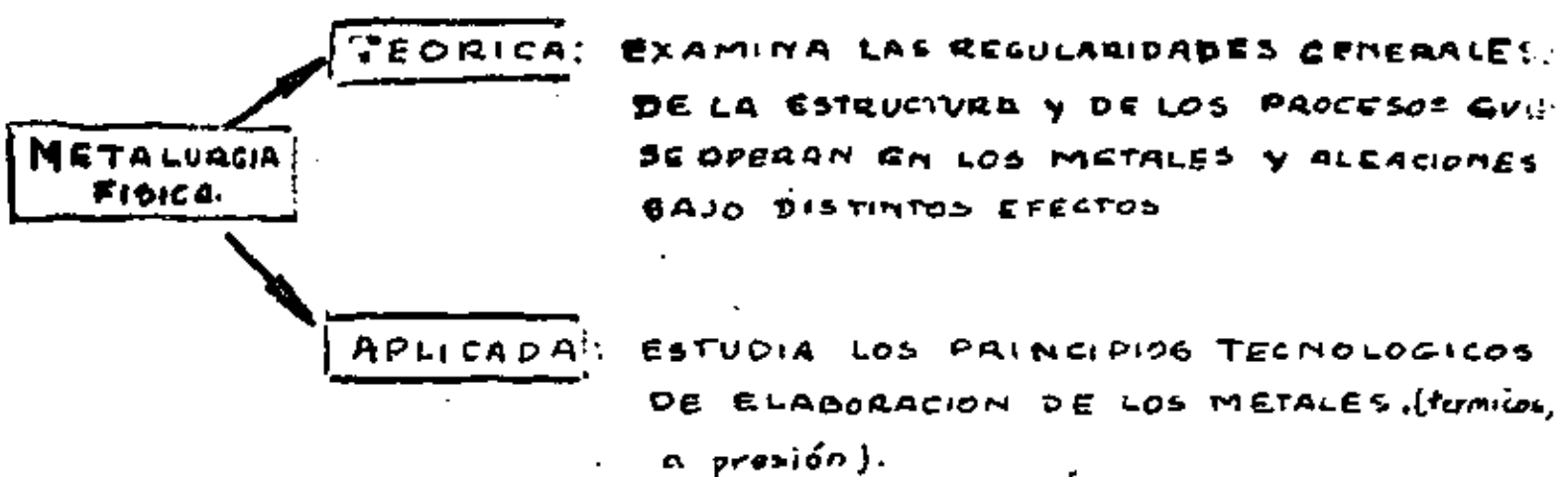
= con el microscopio metalográfico óptico o electrónico.

= por medio de un análisis radiográfico estructural.

RESPECTIVAMENTE.

METALURGIA FISICA

ES LA CIENCIA QUE ESTUDIA LA ESTRUCTURA DE LOS METALES Y ALEACIONES EN SU INTERLIGAZON.



LAS ALEACIONES SE:

- calientan.
- enfrían.
- deforman.
- licúan.
- solidifican.

DEFINICION

EL TRATAMIENTO TERMICO ES UNA OPERACION, O UNA COMBINACION DE OPERACIONES MEDIANTE LAS CUALES UN PRODUCTO METALURGICO EN ESTADO SOLIDO, SOMETIDO A UNO O VARIOS CICLOS TERMICOS A TEMPERATURAS ADECUADAS, TIEMPOS DETERMINADOS Y ENFRIAMIENTOS CONVENIENTES, LOGRA MEJORAR CIERTAS PROPIEDADES Y CARACTERISTICAS.

CON EL TRATAMIENTO TERMICO SE MODIFICA LA ESTRUCTURA MICROSCOPICA DE LOS METALES Y SE PRODUCEN EN SU SENO TRANSFORMACIONES FISICAS O CAMBIOS DE COMPOSICION

PROPIEDADES de los METALES

	INDEPENDIENTES DE LA ESTRUCTURA	DEPENDIENTES DE LA ESTRUCTURA
MECANICAS :	DENSIDAD MODULO DE ELASTICIDAD	RESISTENCIA A LA TRACCION PLASTICIDAD.
TERMICAS :	DILATACION TERMICA TEMPERATURA DE FUSION CONDUCTIVIDAD TERMICA CALOR ESPECIFICO EMISIVIDAD	
ELECTRICAS :	RESISTIBILIDAD METALES PROPIEDADES TERMO-ELECTRICAS PROPIEDADES PARAMAGNETICAS Y DIAMAGNETICAS.	RESISTIBILIDAD (SEMI-CONDUCTORES Y METALES A BAJA TEMPERATURA. PROPIEDADES FERROMAGNETICAS Y SUPERCONDUCTIVIDAD
OPTICAS :	PODER REFLECTOR.	
MUCLEARES :	ADSORCION	

La adición de otros elementos a la aleación Fe-C respon-
de a alguna o varias de las siguientes razones:

1. MEJORAR LA RESISTENCIA SIN DISMINUIR LA DUCTILIDAD.
2. MEJORAR LA TENACIDAD, PARTICULARMENTE A TEMPERATURAS POCO USUALES.
3. MEJORAR SU TEMPLABILIDAD.
4. RETRASAR SU ABLANDAMIENTO A ALTAS TEMPERATURAS.
5. ASEGURAR MEJORES PROPIEDADES Y RESISTENCIA A ALTAS TEMPERATURAS.
6. MEJORAR LA RESISTENCIA A LA CORROSION
7. MEJORAR LA RESISTENCIA AL DESGASTE
8. PROCURAR TENDENCIAS A GRANO FINO
9. MEJORAR LA MAGNABILIDAD.

Los tratamientos térmicos se realizan con el objeto de conse-
guir uno o más de los siguientes efectos:

1. Aumentar la dureza del material.
2. Disminuir la dureza del material.
3. Eliminar tensiones y evitar deformaciones o roturas.
4. Alterar la estructura del material con sus efectos.
5. Mejorar otras características físicas de un material, distintas a las mencionadas.
6. Conseguir nuevas características de toda índole.
7. Mejorar particularmente la maquinabilidad.
8. Alterar la composición química.

MEDIANTE LOS SIGUIENTES TRATAMIENTOS FUNDAMENTALES:

1. RECOCCIDO

DUCTILIDAD - capacidad de deformación plástica
esta medida por el **ALARGAMIENTO** y **LA ESTRICCIÓN** en el
ensayo a la tracción.

TENACIDAD - esta determinada por la **DUCTILIDAD**
y la **resistencia a la descohesión**. Esta caracterizada
a GROSSO MODO por la **RESISTENCIA AL CHOQUE** o **RESILIEN-
CIA**.

La **resistencia al choque** es función de la **forma** y de
las **condiciones particulares del ensayo**.

RESISTENCIA A LA CORROSION - depende de las
propiedades químicas del metal.

RESISTENCIA AL DESGASTE - Propiedad de
utilización. Difícil de medir y caracterizar.

Abrasión seca: depende de la **dureza**, **estructura**, **porosidad**
(desfavorable), etc. según el caso.

Abrasión húmeda o frotamiento lubricado: idem. aunque la
porosidad puede ser muy ventajosa.

RESISTENCIA A LA DEFORMACION - Mantener la
forma. Resistencia a la deformación plástica, medida por:
el **LÍMITE DE ELASTICIDAD** y la **DUREZA**.



Temperaturas desde 150 a 1350°C

Dimensiones: desde milímetros hasta decenas de metros.
Permisos: desde algunos minutos hasta horas.

CLASIFICACION DE LOS HORNOS SEGUN SUS CARACTERISTICAS

PARA ORIENTAR LA SELECCION ENTRE TODOS LOS
TIPOS DE HORNOS SE LOS CLASIFICAN SEGUN:

- EL MODO DE CALENTAMIENTO.
- EL MODO DE TRANSMISION DEL CALOR A LAS PIEZAS.
- LA TEMPERATURA DE UTILIZACION.
- EL MODO DE FUNCIONAMIENTO.
- EL MODO DE CARGA.
- EL MODO DE ALIMENTACION DE LAS CARGAS.
- LA NATURALEZA DEL MEDIO EN EL CUAL
ESTAN CALENTADAS LAS PIEZAS.

MODO DE CARGA

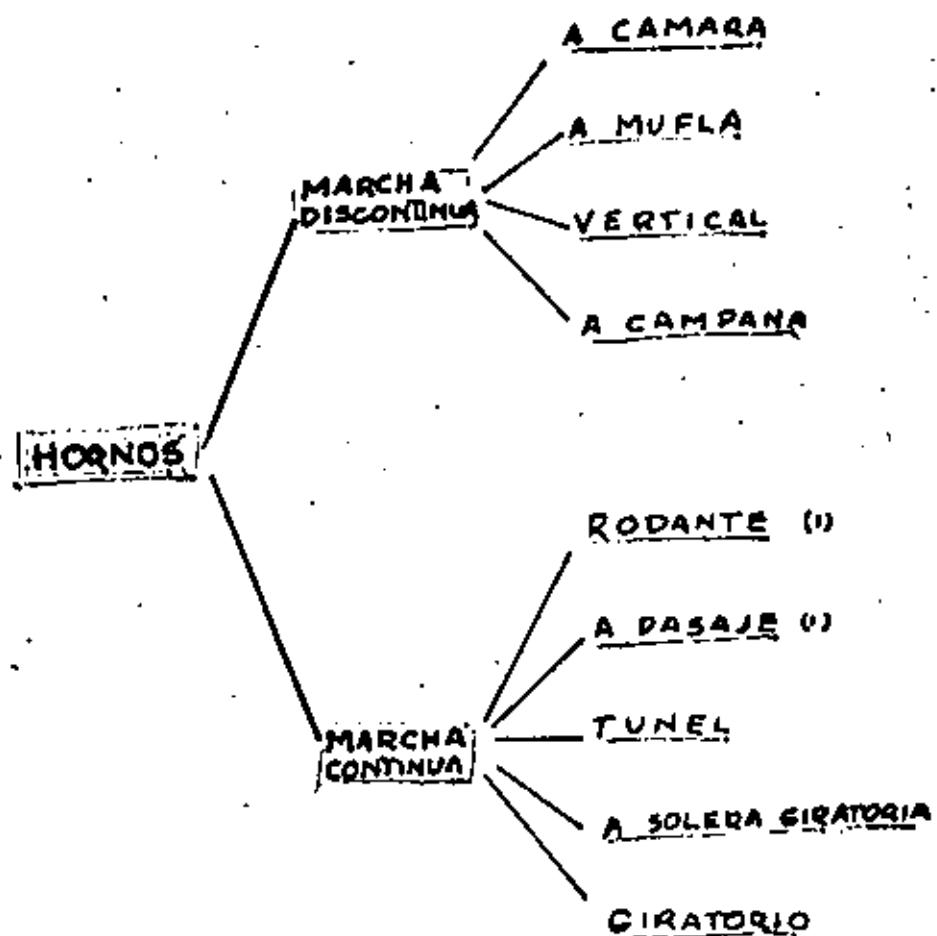
CARGA HORIZONTAL EN HORNOS:

- solera horizontal.
- cargador.
- solera móvil.

CARGA VERTICAL EN HORNOS:

- verticales.
- campana.

MODO DE FUNCIONAMIENTO



(U) - Sin dispositivos de transporte en el horno

MODO DE FUNCIONAMIENTO

• HORNOS: INTERMITENTES

- a solera horizontal.
- verticales.
- a crisol.
- a elevador.
- a campana.
- a bote.
- basculantes.
- a solera móvil.
- a corra.

• HORNOS: CONTINUOS, TUNEL, A PASAJE.

- a solera inclinada.
- a empuje.
- a solera vibrante.
- a cadena.
- a cables transportadores.
- a tubos - mufla.
- a tableros sin fin.
- a rodillos comandados.
- a tableros sin fin y a rodillos comandados.
- a solera giratoria.
- a plato giratorio.
- a vagonetas.
- verticales a pasaje para tratamiento de bandas.
- rotativos

MODO DE CALENTAMIENTO

COMBUSTIBLES | GASEOSOS
LIQUIDOS
SOLIDOS

ELECTRICIDAD

MODO DE TRANSMISION DEL CALOR A LAS PIEZAS

HORNOS A AIRE POR RADIAION

HORNOS A AIRE POR CONVECCION | CONVECCION Natural
CONVECCION Forzada
CIRCULACION Forzada
Aerotermia

HORNOS A BAÑO LIQUIDO | DE ACEITE
DE SALES
DE METALES LIQUIDOS

MODO DE ALIMENTACION DE LAS CARGAS

ALIMENTACION DISCONTINUA:

Manualmente en los hornos a solera fija
palas, horquillas,
o parejas, puentes giratorios.
por cargadores o brazos móviles, en Ø,
por solera móvil.

ALIMENTACION CONTINUA:

por gravedad.
por sacudidos o vibraciones de la solera.
por empuje { hornos a solera ranurada
 { hornos a tubos muflas
 { hornos a vagones
por tracción, hornos a bandas, a hilos.
por cadena
por transportador exterior (hornos a baños de sales)
por tableros sin fin, que se desliza en la solera por
 rodillos comandados o no.
por largueros colocados en la solera.
por rodillos comandados.
por tambores.
por solera giratoria, plato giratorio.

NATURALIZA DEL MEDIO EN EL CUAL SON TRATADAS LAS PIEZAS

EN ATMOSFERA ORBANTE (AIRE):

en el caso de los hornos eléctricos ordinarios y de los hornos a
combustible con mufla interior que aísla las piezas a tratar
de los productos de combustión.

EN LOS GASES PROVENIENTES DE LA COMBUSTION:

en los hornos a calentamiento directo, sin mufla interior.

EN ATMOSFERA CONTROLADA:

en hornos eléctricos a carcasa exterior estanca
en hornos eléctricos a mufla metálica interior.
en hornos a combustible a carcasa exterior estanca, calen-
tados por tubos radiantes
en hornos a combustible a mufla metálica interior

EN BAÑO LIQUIDO:

en baños de sales
en baños de plomo.

TEMPERATURAS DE UTILIZACION

Temperatura	Utilización
	Estabilización de los aceros
150	Revenido de los aceros de alto carbono.
a	Revenido y envejecimiento de las aleaciones ligeras.
300	Azulado de los aceros.
	Nitruración.
300	Tratamientos aleaciones ligeras y ultraligeras.
a	Recocido del cobre.
50-550	Revenido de los aceros.
500	Recocido de los aceros.
a	Recocido de las soldaduras.
700-750	Recocido de los metales cuprosos.
	Estabilización de la fundición.
	Cementación al carbono, carbonitruración.
700	Recocido de los aceros.
a	Temple de los aceros.
850-900	Recocido de los maillechorts, cupronickels.
	Cementación al carbono.
	Recocido de los aceros especiales.
1000	Temple de los aceros especiales.
	Tratamientos de los aceros inoxidables y refractarios.
a	Forjado de los aceros.
1250, 1300	Soldadura.
1350	Calentamiento para laminado, troquelado de bob. de G y de Ni.
	Tratamiento de las fundiciones maleables (blanca y negra).
1000	Forja de los aceros.
a	Fritado.
1300-1350	Tratamientos de los aceros rápidos.

TIPOS DE HORNOS

GENERO DE MARCHA	DESIGNACION	DESCRIPCION
MARCHA DISCONTINUA	HORNO A CAMARA	Es el tipo de horno más simple, de base rectangular, puertas verticales, hogar fijo. La pieza está rodeada directamente por los gases de la combustión (por el aire caliente en los hornos eléctricos). En los a dos o más cámaras, los gases calientes sirven para precalentar una cámara. La carga y la descarga pueden ser efectuadas por vagones.
La pieza está inmóvil, no se desplaza ni se torna. El horno se abastece y vacía por cargas enteras, a mano, eventualmente con aparatos para levantar o por vagones.	HORNO A MUFLA	Horno cámara con mufla incorporada, calentada desde el exterior por los gases de la combustión, ya la carga y la pieza a calentar se encuentran en la mufla.
La atmósfera del horno (imóvil o recirculada mecánicamente), obra sobre las piezas a tratar. Los hornos que trabajan a alta temperatura (acero 1300) exigen un gas protector cuando la descarga aún no se hace imposible por el aceite o un polvo de cemento con un contacto con la pieza.	HORNO VERTICAL	Horno cilíndrico profundo, a menudo, hundido en el suelo sirve para los tratamientos de los objetos alargados (arboles, ejes, etc) para los cuales la carga horizontal sería difícil de realizar. La tapa puede ser rotatoria y levantable.
	HORNO A CAMPANA	Una campana móvil calentada eléctricamente se coloca sobre el conjunto de piezas a tratar. (Cementación, calentamiento de límites.)
MARCHA CONTINUA	HORNO ROTANTE	Horno a esfera inclinada sobre la cual ruedan las piezas cilíndricas o esféricas.
Sin dispositivo de transporte en el horno.	HORNOS PASAJE	Horno a través del cual bandas, hilos o piezas pasan tirados e impulsados por aparatos externos.
Con dispositivo de carga y de descarga del horno y de transporte a través del horno.	HORNO TUNEL	Hornos largos para el tratamiento térmico de grandes cantidades de piezas de mediana y grandes dimensiones donde la pieza se desplaza enganchada a cadenas (hornos a cadena), se impulsa por bandas (hornos a banda), golpeada e impulsada (hornos de choque o de empuje) se desplaza por rodillos (hornos a sierra rodante), o se desplaza de otra manera.
	HORNO A BOLA EN GIRO	Horno circular utilizado en el trabajo en serie de pequeñas piezas y donde la parte inferior gira lentamente con las piezas alrededor de un eje vertical. Las puertas de carga y descarga son vecinas.
	HORNO GIRATORIO	Horno en forma de tambor que gira lentamente alrededor de un eje horizontal, para el trabajo en serie de piezas muy pequeñas.

SELECCION DEL HORNO

ELEMENTOS DE BASE:

1 - Tratamiento que se debe asegurar:

a. Temperatura.

b. Precisión

que determinan la calidad del recubrimiento interior y la necesidad o no de reciclaje de la atmósfera.

2 - Dimensiones, peso y forma de las piezas a tratar:

A menudo determinan el tipo de horno

3 - Producción horaria que se debe asegurar:

Permite la selección entre un horno intermitente y un horno continuo.

4 - Estado de la superficie del producto:

Según el tratamiento necesario se establece si el horno seleccionado debe ser a atmósfera controlada o a atmósfera ordinaria.

PROCESO DE CALCULO

1 - APLICAR las reglas sobre sobre la dimensión de la pieza mayor

2 - VERIFICAR la carga horaria por unidades de superficie

que sea la correspondiente. Existen 3 posibilidades:

a - Si es la correspondiente, en tal caso, son válidas las medidas dadas por la pieza mayor.

b - Si la carga es mayor, distribuirla en varios hornos (prever en lugar de un horno, dos o tres según necesidad) y considerar la conveniencia de emplear un horno de marcha continua.

c - Si la carga es menor, analizar la posibilidad de tratar la pieza mayor en otro horno o en otra parte.

3 - AJUSTAR las medidas obtenidas a las medidas en uso.

SELECCION DE LOS HORNOS POR EL TAMAÑO

Depende principalmente de:

- LA DIMENSION DE LA MAYOR DE LAS PIEZAS A TRATAR
- LA CANTIDAD HORARIA DE LAS PIEZAS
- LAS DIMENSIONES USUALES DE LOS HORNOS.

1. Se acepta como regla general:

- EL ANCHO DEL HORNO A_h DEBE SER 3 VECES EL ANCHO DE LA PIEZA MAYOR A_p .

$$A_h = 3 A_p$$

- EL LARGO DEL HORNO L_h DEBE SER 2 VECES EL LARGO DE LA PIEZA MAYOR L_p .

$$L_h = 2 L_p$$

- LA SUPERFICIE DEL PISO DEL HORNO $S_h = A_h \times L_h$ EN m^2

2. LA CANTIDAD HORARIA DE PIEZAS A TRATAR O CARGA HORARIA POR UNIDAD DE SUPERFICIE C SE ACEPTA EN:

- HORNOS DE REVENIDO, hasta aprox. $550^\circ C$ $C = 120 \text{ kg/m}^2/h$
- HORNOS DE CALENTAMIENTO, hasta aprox. $850^\circ C$ $C = 145 \text{ kg/m}^2/h$
- HORNOS CON CIRCULACION DE AIRE $C = 170 \text{ kg/m}^2/h$

- EL VALOR DE C , está dado por:

$$C = \frac{C_h}{S_h \times T}$$

T tiempo de calentamiento en horas.

C_h carga del horno en kilogramos.

DIMENSIONES USUALES DE LOS HORNOS DE CAMARA
Dimensiones interiores en mm.

ANCHO A_h	LARGO L_h	ALTO H_h
200 250	300 300-400	150-200-250
300 ⁽¹⁾ 350	300-400-500 400-500-600	150-200-300-350
400	500-600-700-800-1000 1200	200-250-300-400 300-350-400
450	500	200-250-300-400
500	600-800 1000- 1200-1500	200-250-300-400 250-300-400 300-350-400
600	800-1000 1200-1500	250-300-400-500 300-350-400-500
800	1200-1500	350-400-500
1000	1500-1800-2000	500-600

(1). Los recuadros indican las dimensiones más corrientes.



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TIPOS DE HORNOS

JUNIO, 1982

TIPOS DE HORNOS

GENERO DE MARCHA	DESIGNACION	DESCRIPCION
<p>MARCHA DISCONTINUA</p> <p>La pieza está inmóvil, no se desplaza ni retrocede. El horno se abastece y vacía por cargas enteras, o mano, eventualmente con aparatos para levantar o por vagones.</p> <p>La atmósfera del horno (inmóvil o removida mecánicamente) obra sobre las piezas a tratar. Los hornos que trabajan a alta temperatura (sobre 600°) exigen un gas protector cuando la decarburación se hace imposible por el aceite o un polvo de cemento en contacto con la pieza.</p>	<p>HORNO A CAMARA</p>	<p>Es el tipo de horno más simple, de base rectangular, puertas verticales, hogar liso. La pieza está rodeada directamente por los gases de la combustión (por el aire caliente en los hornos eléctricos). En los a dos o más cámaras, los gases salientes sirven para precalentar una cámara. La carga y la descarga pueden ser efectuadas por vagones.</p>
	<p>HORNO A MURTA</p>	<p>Horno cámara con muflo incorporado, calentado desde el exterior por los gases de la combustión que lo envuelven. La pieza a calentar se encuentra en la muflo.</p>
	<p>HORNO VERTICAL</p>	<p>Horno cilíndrico profundo, a menudo, hundido en el suelo. Sirve para los tratamientos de los objetos alargados (árboles, gas, etc.) para los cuales la carga horizontal sería difícil de realizar. La tapa puede ser rotatoria o móvil.</p>
	<p>HORNO A CAMPANA</p>	<p>Una campana móvil calentada eléctricamente se coloca sobre el conjunto de piezas a tratar. (cementación, calentamiento de láminas.)</p>
<p>MARCHA CONTINUA</p> <p>Sin dispositivo de transporte en el horno.</p>	<p>HORNO RODANTE</p>	<p>Horno a solera inclinada sobre la cual ruedan las piezas cilíndricas o esféricas.</p>
	<p>HORNO A PASAJE</p>	<p>Horno a través del cual bandas, hilos o piezas pasan tirados o empujados por aparatos exteriores.</p>
<p>Con dispositivo de carga y de descarga del horno y de transporte a través del horno.</p>	<p>HORNO TUNEL</p>	<p>Horno largo para el tratamiento térmico de grandes cantidades de piezas de mediano y grandes dimensiones donde la pieza se desplaza empujada a cadenas (hornos a cadena), es tirada por bandas (hornos a bandas), golpeada o empujada (hornos de choque o de empuje) se desplaza por rodillos (hornos a solera rodante), o se desplaza de otra manera.</p>
	<p>HORNO A SOLERA GIRATORIA</p>	<p>Horno circular utilizado en el trabajo en serie de pequeñas piezas y donde la parte inferior gira lentamente con las piezas alrededor de un eje vertical. Las puertas de carga y descarga son vecinas.</p>
	<p>HORNO GIRATORIO</p>	<p>Horno en forma de tambor que gira lentamente alrededor de un eje horizontal, para el trabajo en serie de piezas muy pequeñas.</p>

MODO DE CALENTAMIENTO

COMBUSTIBLES	CASEOSOS
	LIQUIDOS
	SOLIDOS

ELECTRICIDAD

MODO DE TRANSMISION DEL CALOR A LAS PIEZAS

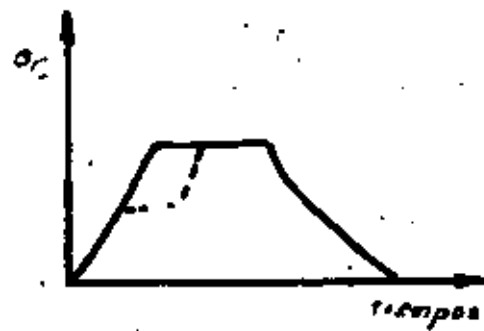
HORNOS A AIRE POR RADIACION

HORNOS A AIRE POR CONVECCION

CONVECCION Natural
CONVECCION Forzada
Circulacion Metódica
Aerotermia

HORNOS A BAÑO LIQUIDO

DE ACEITE
DE SALES
DE METALES LIQUIDOS



(3)

Temperaturas: desde 150 a 1350 °C

Dimensiones: desde milímetros hasta decenas de metros.

Producción horaria: desde algunos kilos hasta varias Ton.

CLASIFICACION DE LOS HORNOS SEGUN SUS CARACTERISTICAS

PARA ORIENTAR LA SELECCION ENTRE TODOS LOS TIPOS DE HORNOS SE LOS CLASIFICAN POR ...:

- EL MODO DE CALENTAMIENTO.
- EL MODO DE TRANSMISION DEL CALOR A LAS PIEZAS.
- LA TEMPERATURA DE UTILIZACION.
- EL MODO DE FUNCIONAMIENTO
- EL MODO DE CARGA.
- EL MODO DE ALIMENTACION DE LAS CARGAS.
- LA NATURALEZA DEL MEDIO EN EL CUAL ESTAN CALENTADAS LAS PIEZAS.

SELECCION DEL HORNO

ELEMENTOS DE BASE:

1 - Tratamiento que se debe asegurar:

a. Temperatura.

b. Precisión

que determinan la calidad del recubrimiento interior y la necesidad o no de reciclaje de la atmósfera.

2 - Dimensiones, peso y forma de las piezas a tratar:

A menudo determinan el tipo de horno

3 - Producción horaria que se debe asegurar:

Permite la selección entre un horno intermitente y un horno continuo.

4 - Estado de la superficie del producto:

Segun el tratamiento necesario se establece si el horno seleccionado debe ser a atmósfera controlada o a atmósfera ordinaria.

SELECCION DE LOS HORNOS POR EL TAMAÑO ⁽⁵⁾

Depende principalmente de:

- LA DIMENSION DE LA MAYOR DE LAS PIEZAS A TRATAR
- LA CANTIDAD HORARIA DE LAS PIEZAS
- LAS DIMENSIONES USUALES DE LOS HORNOS.

1. Se acepta como regla general:

- EL ANCHO DEL HORNO A_h DEBE SER 3 VECES EL ANCHO DE LA PIEZA MAYOR A_p .

$$A_h = 3 A_p$$

- EL LARGO DEL HORNO L_h DEBE SER 2 VECES EL LARGO DE LA PIEZA MAYOR L_p

$$L_h = 2 L_p$$

- LA SUPERFICIE DEL PISO DEL HORNO $S_h = A_h \times L_h$ en m^2

2. LA CANTIDAD HORARIA DE PIEZAS A TRATAR O CARGA HORARIA POR UNIDAD DE SUPERFICIE C SE ADOPTA EN:

- HORNOS DE REVENIDO, hasta aprox. 550° $C = 120 \text{ kg}/m^2/h$
- HORNOS DE CALENTAMIENTO, hasta aprox. 850° $C = 145 \text{ kg}/m^2/h$
- HORNOS CON CIRCULACION DE AIRE $C = 170 \text{ kg}/m^2/h$

- EL VALOR DE C está dado por:

$$C = \frac{C_h}{S_h \times T}$$

T = tiempo de calentamiento en horas.

C_h = carga del horno en kilogramos.

TEMPERATURAS DE UTILIZACIÓN^②

	Estabilización de los aceros
150	Revenido de los aceros de alto carbono.
a	Revenido y envejecimiento de las aleaciones ligeras.
300°	Azulado de los aceros.
	Nitruración.
300	Tratamientos aleaciones ligeras, nitrógenas.
o	
500-550°	Recocido del cobre.
	Revenido de los aceros.
500	Recocido de los aceros.
a	Recocido de las soldaduras.
700-750°	Recocido de los metales cuprosos.
	Estabilización de la fundición.
	Cementación al carbono, carbonitruración.
700	Recocido de los aceros.
o	Temple de los aceros.
850-900°	Recocido de los maillschorts, cupronickeles.
	Cementación al carbono.
	Recocido de los aceros especiales.
1000	Temple de los aceros especiales.
	Tratamientos de los aceros inoxidables y refractarios.
a	Forjado de los aceros.
1250, 1300	Soldo duro.
1350	Calentamiento para laminado, perfilado de al. ac. de Cu y de Ni.
	Tratamiento de las fundiciones maleables (blanca y negra).
1000	Forja de los aceros.
a	Enfriado.
1300-1350°	Tratamientos de los aceros rápidos.

MODOS DE FUNCIONAMIENTO

• HORNOS: INTERMITENTES

a solera horizontal.

verticales.

a crisol.

a elevador.

a campana.

a bote.

basculantes.

a solera móvil.

a carro.

• HORNOS: CONTINUOS, TUNEL, A PASAJE

a solera inclinada.

a empuje.

a solera vibrante.

a cadena.

a cables transportadores.

a tubos - mufla.

a tableros sin fin.

a rodillos comandados

a tableros sin fin y a rodillos comandados.

a solera giratoria.

a plato giratorio.

a vagonetas.

verticales a pasaje para tratamiento de bandas.

rotativos

②

MODO DE CARGA

CARGA HORIZONTAL EN HORNOS:

- a solera horizontal.
- a cargador.
- a solera móvil.

CARGA VERTICAL EN HORNOS:

- Verticales.
- campana.

MODO DE ALIMENTACION DE LAS CARGAS

ALIMENTACION DISCONTINUA:

Manualmente en los hornos a solera fija
palas, horquillas,
a paresos, puentes giratorios,
por cargadores a brazos móviles, en C,
por solera móvil.

ALIMENTACION CONTINUA:

por gravedad.
por sacudidas o vibraciones de la solera.
por empuje { hornos a solera ranurada
 { hornos a tubos muflas
 { hornos a vagonetas
por tracción, hornos a bandas, a hilos.
por cadena
por transportador exterior (hornos a baños de sales)
por tableros sin fin, que se desliza en la solera por
rodillos comandados o no.
por largueros colocados en la solera.
por rodillos comandados.
por tambores.
por solera giratoria, plato giratorio.

NATURALEZA DEL MEDIO EN EL CUAL SON TRATADAS LAS PIEZAS

EN ATMOSFERA OXIDANTE (AIRE):

En el caso de los hornos eléctricos ordinarios y de los hornos a combustible con mufla interior que aísla las piezas a tratar de los productos de combustión.

EN LOS GASES PROVENIENTES DE LA COMBUSTION:

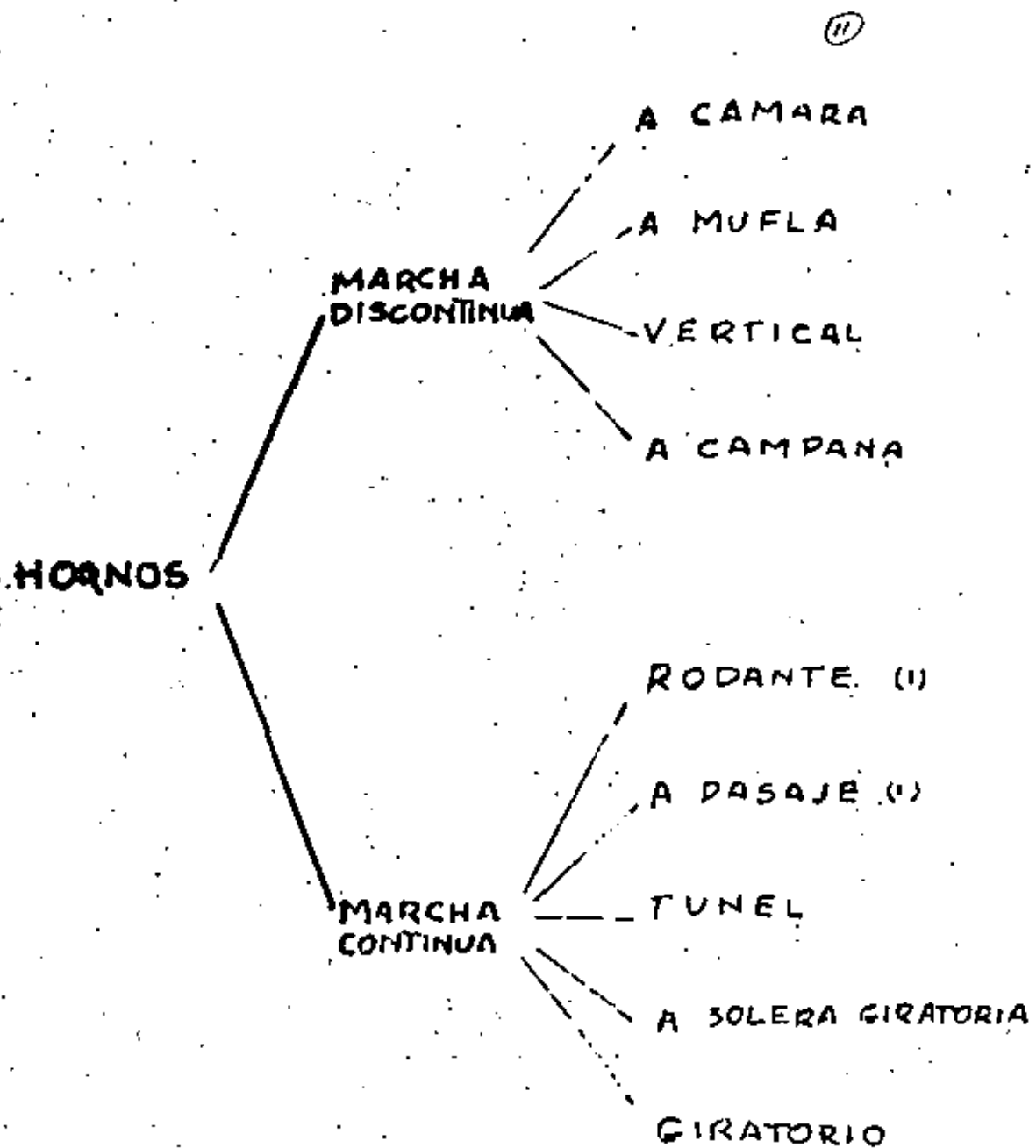
En los hornos a calentamiento directo, sin mufla interior.

N ATMOSFERA CONTROLADA:

- En hornos eléctricos a carcasa exterior estanca
- En hornos eléctricos a mufla metálica interior.
- En hornos a combustible a carcasa exterior estanca, calentados por tubos radiantes
- En hornos a combustible a mufla metálica interior

EN BAÑO LÍQUIDO:

- En baños de sales
- En baños de plomo.



(1) - Sin dispositivo de transporte en el horno

1 - APLICAR las reglas sobre la dimensión de la pieza mayor

2 - VERIFICAR la carga horaria por unidad de superficie que sea la correspondiente. Existen 3 posibilidades:

a - Si es la correspondiente, en tal caso, son válidas las medidas dadas por la pieza mayor.

b - Si la carga es mayor, distribuirla en varios hornos (prever en lugar de un horno, dos o tres según necesidad) y considerar la conveniencia de emplear un horno de marcha continua.

c - Si la carga es menor, analizar la posibilidad de tratar la pieza mayor en otro horno o en otra parte.

3 - AJUSTAR las medidas obtenidas a las medidas en uso.

DIMENSIONES USUALES DE LOS HORNOS DE CAMARA		
Dimensiones interiores en mm.		
ANCHO A_h	LARGO L_h	ALTO H_h
200	300	150 - 200 - 250
250	300 - 400	
300 (1)	300 - 400 - 500	150 - 200 - 280 - 300
350	400 - 500 - 600	
400	500 - 600 - 700 - 800 - 1000 1200	200 - 250 - 300 - 400 300 - 350 - 400
450	500	200 - 250 - 300 - 400
500	600 - 800 1000 - 1200 - 1500	200 - 250 - 300 - 400 250 - 300 - 400 300 - 350 - 400
600	800 - 1000 1200 - 1500	250 - 300 - 400 - 500 300 - 350 - 400 - 500
800	1200 - 1500	350 - 400 - 500
1000	1500 - 1800 - 2000	500 - 650

(1). Los recuadros indican las dimensiones más corrientes.



**DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.**

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

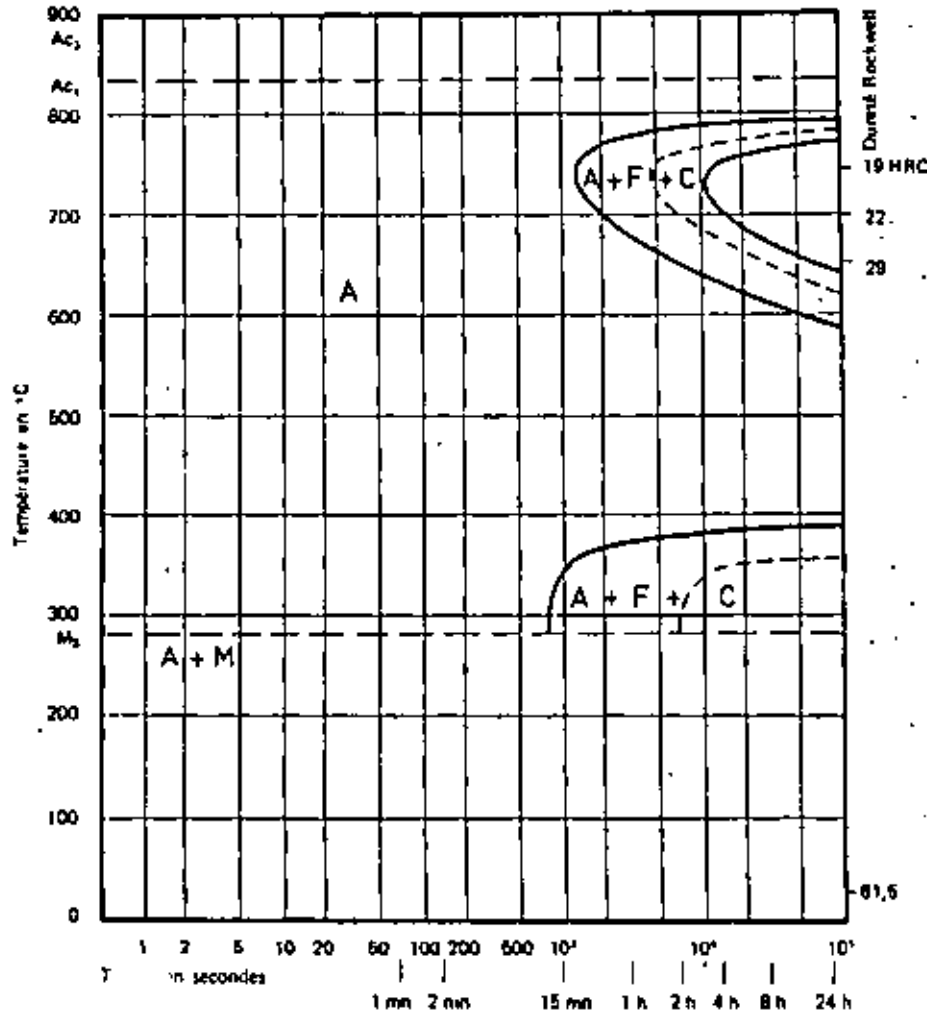
TABLAS Y GRAFICAS

JUNIO, 1982

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Cr %	Mo %	Cu %	V %
0,41	0,45	0,88	0,001	0,011	4,90	1,07	0,09	0,350

Austénitisé à 1000 °C 30 mn

Grosseur du grain : 6-7



Nuance 3431 Z 38 CDV 5 - NF A 23 960

Composition type

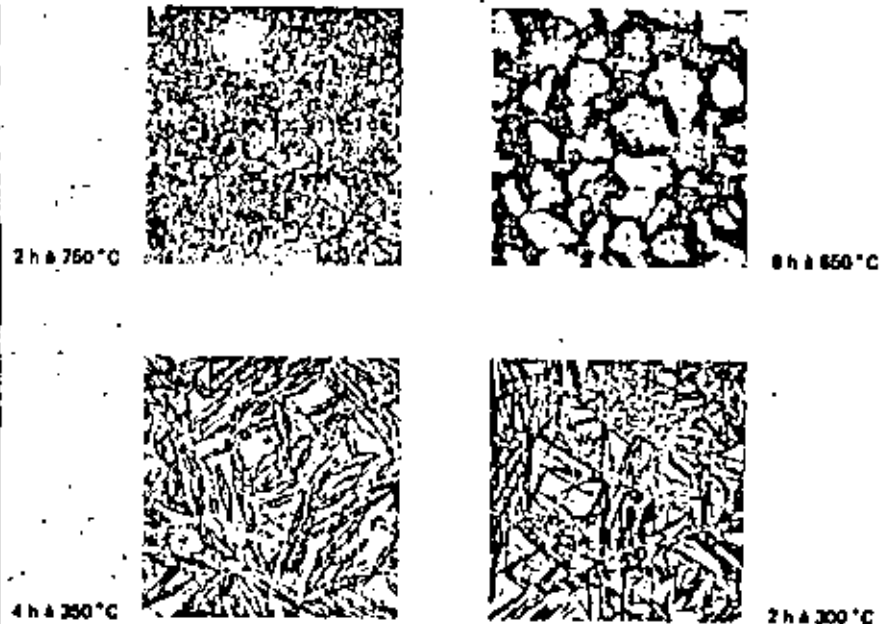
C %	Cr %	Mo %	V %	Mn %	Si %
0,38	5,0	1,25	0,5	0,3	1,0

Acier étudié

Etat initial : 1000 °C - Refroid. air - Double revenu à 570 °C

Points de transformation : Ac₁ = 835 °C Ac₃ = 900 °C M_s = 280 °C

Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)



nuance 2231 | Z 100 CDV 5

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Cr%	Mo%	Cu%	V%
0,91	0,32	0,37	0,006	0,016	5,20	1,07	0,09	0,420

Austénitisation à 975 °C 30 mn

Grossueur du grain : 6-7

Nuance 2231 Z 100 CDV 5 - NF A 35-990

nuance 2231 | Z 100 CDV 5

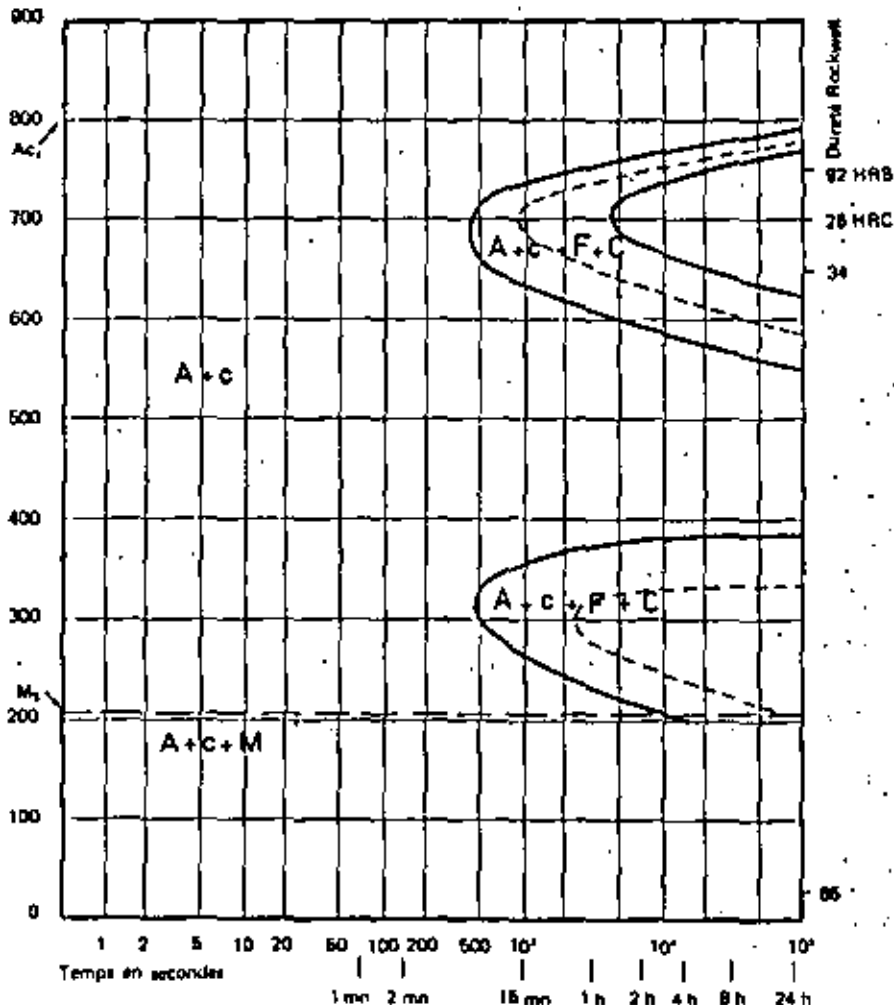
Composition type

C%	Cr%	Mo%	V%	Mn%	Si%
1,0	5,0	1,0	0,30	0,3	0,3

Acier étudié

Etat initial : Recuit 850 °C

Points de transformation : $A_{c1} = 800\text{ °C}$ $A_{c2} = 845\text{ °C}$ $M_s = 205\text{ °C}$



Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 640)



15 mn à 700 °C

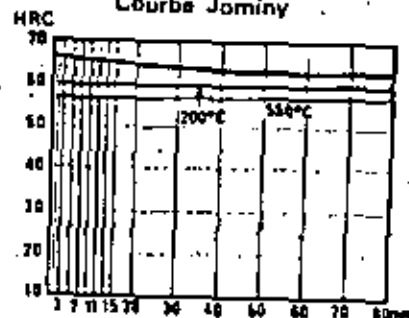


28 h à 600 °C



28 h à 350 °C

Courbe Jominy

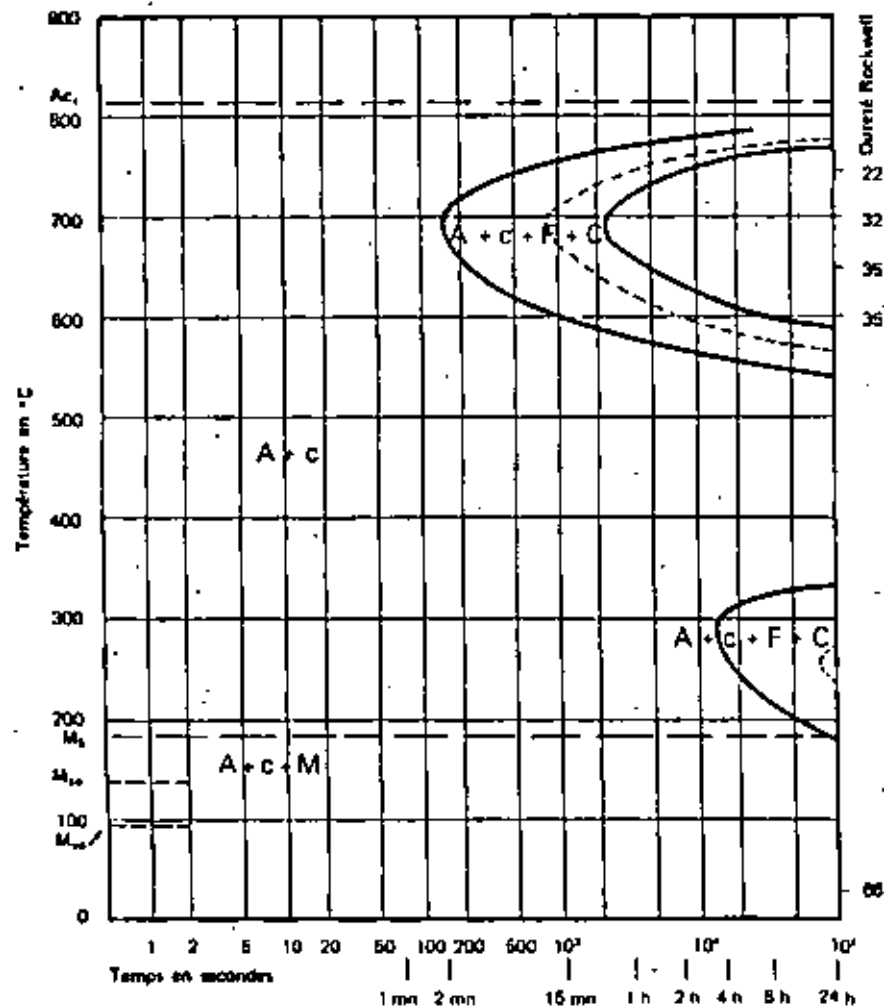


nuance 2235 | Z 160 CDV 12 (2)

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %	W %
1,56	0,37	0,20	0,001	0,020	0,26	12,48	0,64	0,10	0,85	0,28

Austénité à 1000 °C 30 mn

Graisseur du grain : 11



nuance 2235 | Z 160 CDV 12 (3)

Composition type

C %	Mn %	Si %	Cr %	Mo %	V %
1,6	0,3	0,3	12,0	0,8	0,4

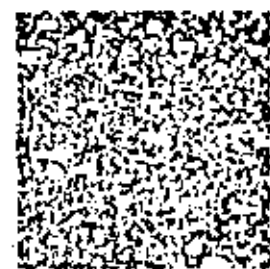
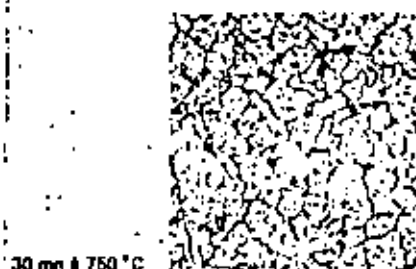
Acier étudié

Etat initial : Recuit 830 °C

Points de transformation : A_c = 815 °C M_s = 185 °C M_m = 140 °C M_f = 85 °C

Nuance 2235 Z 160 CDV 12 - NF A 35 600

Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)



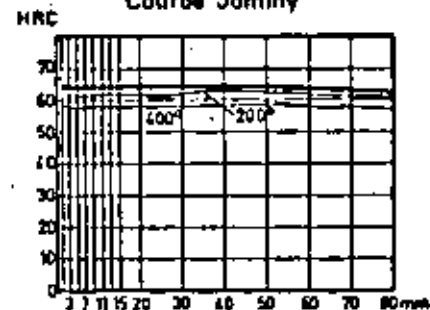
30 mn à 750 °C

4 h à 750 °C



14 h à 250 °C

Courbe Jominy

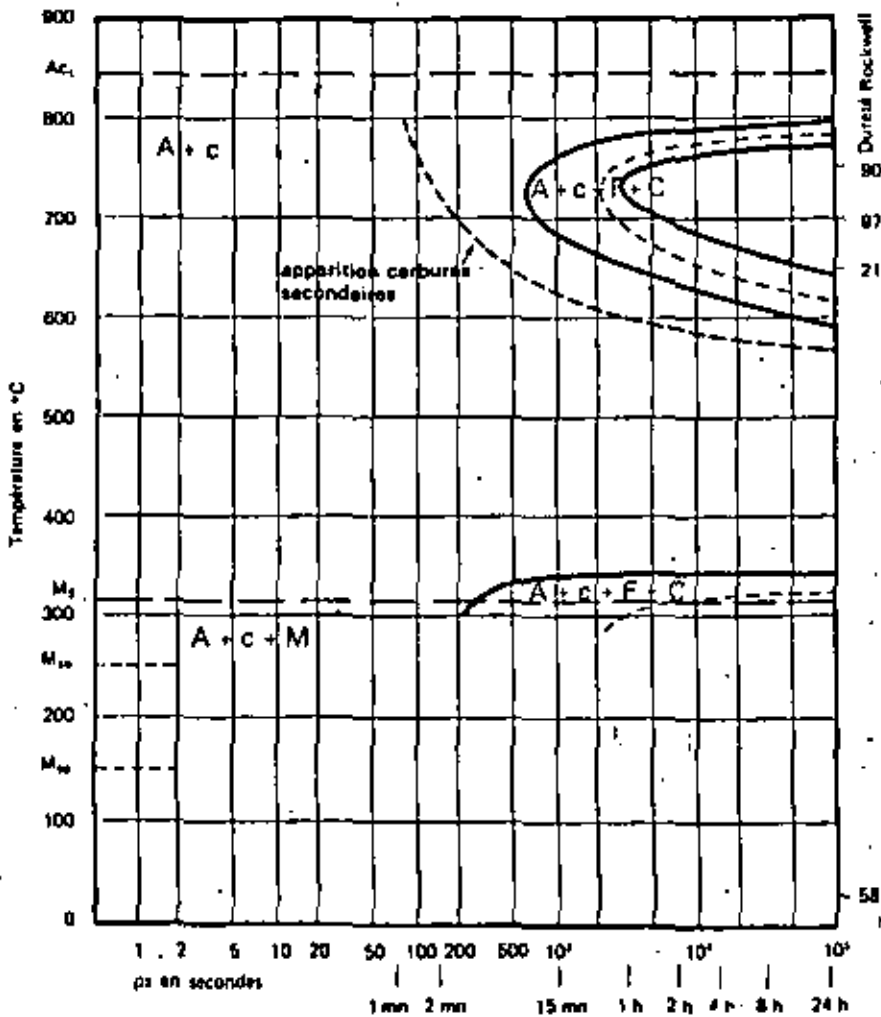


nuance 3432 | Z 38 CDWV 5 [Ⓢ]

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %	W %
0,37	0,34	0,95	0,008	0,018	0,17	4,70	1,40	0,11	0,500	1,80

Austénité à 1000 °C 30 mn

Grossur du grain : 8 μ



nuance 3432 | Z 38 CDWV 5 - NF A 38-500

nuance 3432 | Z 38 CDWV 5 [Ⓢ]

Composition type

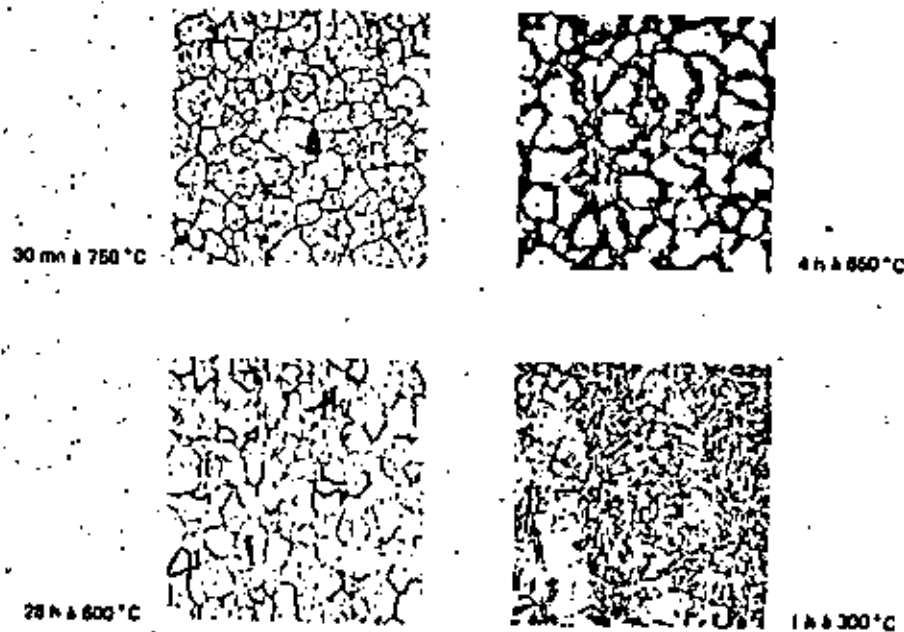
C %	Cr %	Mo %	W %	V %	Mn %	Si %
0,38	5	1,25	1,25	0,5	0,3	1,0

Acier étudié

Etat initial : Recuit

Points de transformation : $A_{c1} = 845^{\circ}\text{C}$ $A_{c2} = 925^{\circ}\text{C}$ $M_s = 315^{\circ}\text{C}$ $M_{50} = 250^{\circ}\text{C}$ $M_{100} = 150^{\circ}\text{C}$

Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)



nuance 3432 | Z 38 CDWV 5

(1)

nuance 3432 | Z 38 CDWV 5

(2)

Composition type

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %	W %
0,37	0,34	0,95	0,008	0,018	0,17	4,70	1,40	0,11	0,600	1,80

C %	Cr %	Mo %	W %	V %	Mn %	Si %
0,38	5	1,25	1,25	0,6	0,3	1,0

nuance 3432 Z 38 CDWV 5 - NF A 35 960

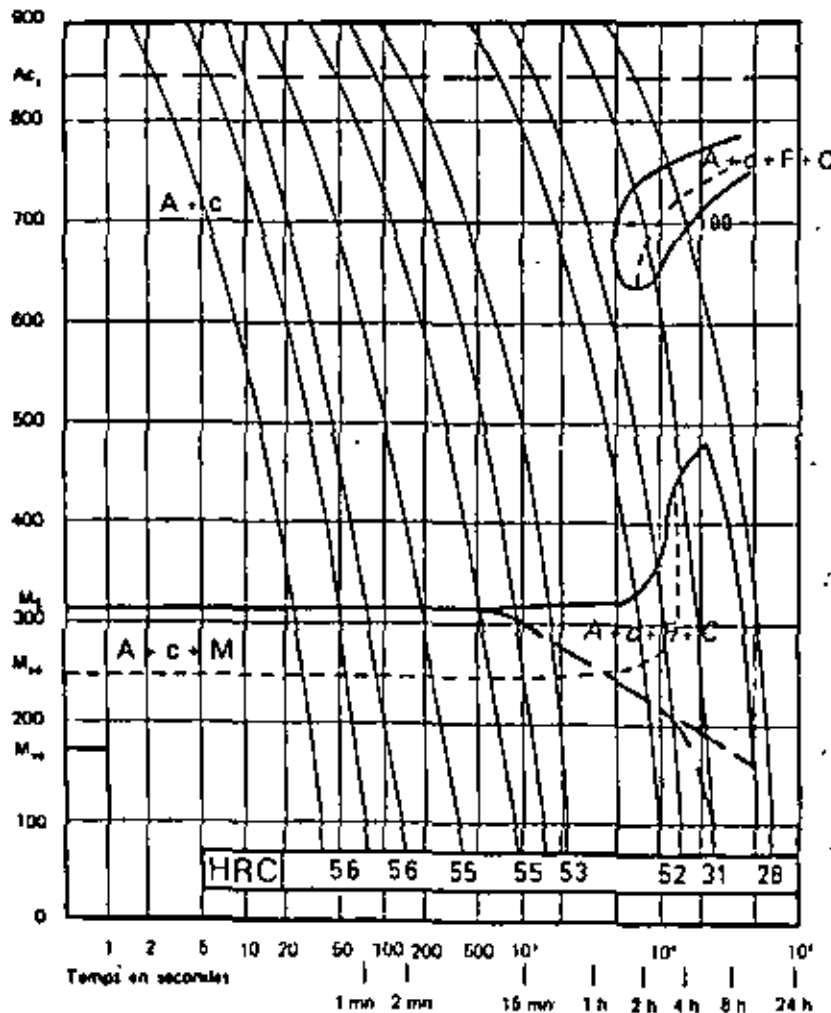
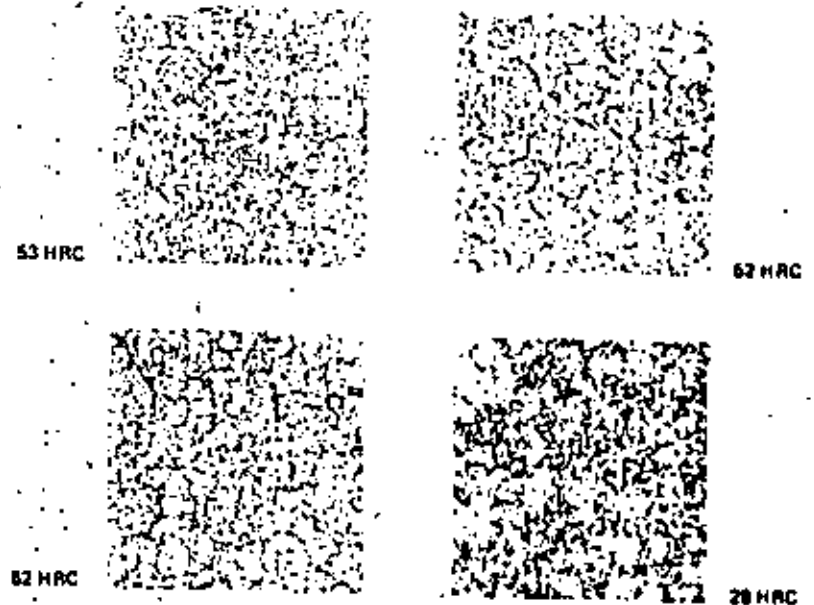
Austénitisation à 1000 °C 30 mn

Grossueur du grain : 8-9

Acier étudié

Etat initial : Recuit

Micrographias après transformation en refroidissement continu (x 540)



Dureté à cœur de ronds après trempe

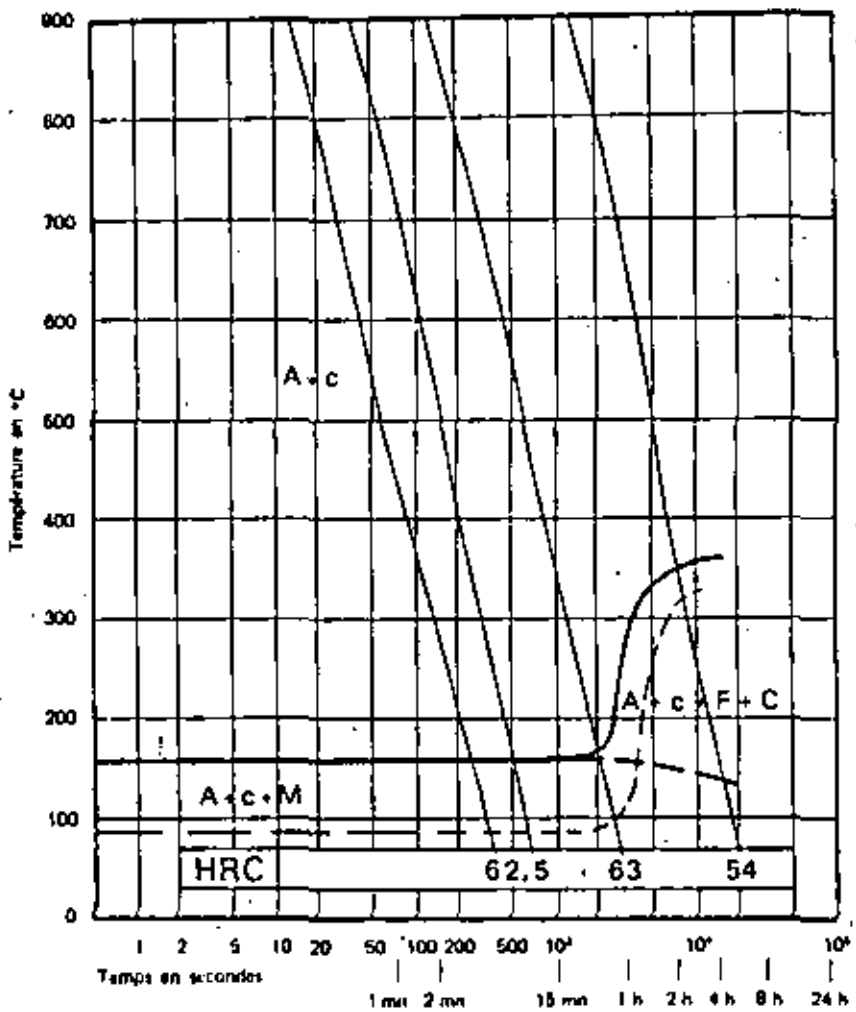


nuance 3551 | 80 DCV 42-16 ⁽¹³⁾

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Cr%	Mo%	V%
0,81	0,28	0,21	0,002	0,021	4,28	3,98	1,080

Austénité à 1140 °C 30 mn

Grosneur du grain : 4



nuance 3551 | 80 DCV 42-16 ⁽¹⁴⁾

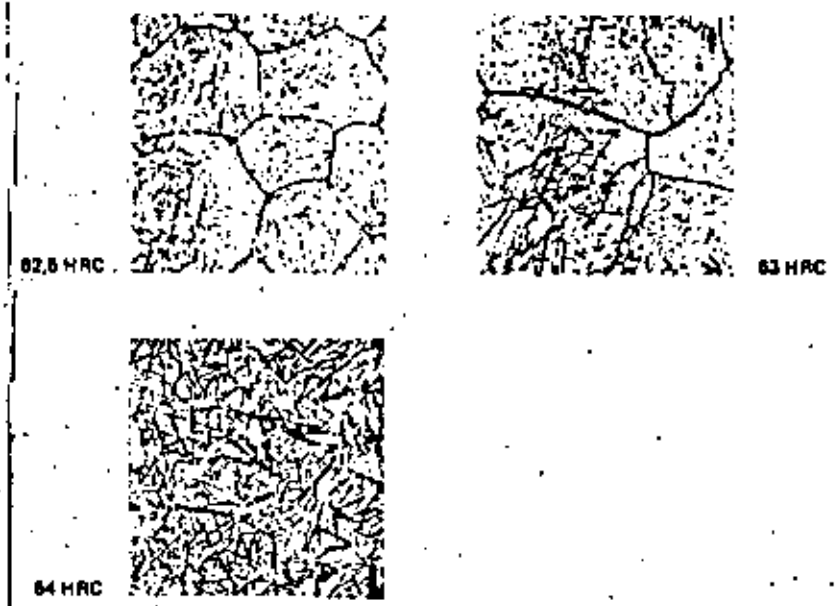
Composition type

C%	Mn%	Si%	Cr%	Mo%	V%
0,80	0,40	0,3	4,0	4,25	1,0

Acier étudié

Etat initial : Recuit

Micrographies après transformation en refroidissement continu (x 540)



Nuance 3551 80 DCV 42-16 - NF A 35-560

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Cr %	Mo %	V %	W %	Co %
0,85	0,27	0,24	0,023	0,024	4,03	8,00	1,380	1,43	0,19

Composition type

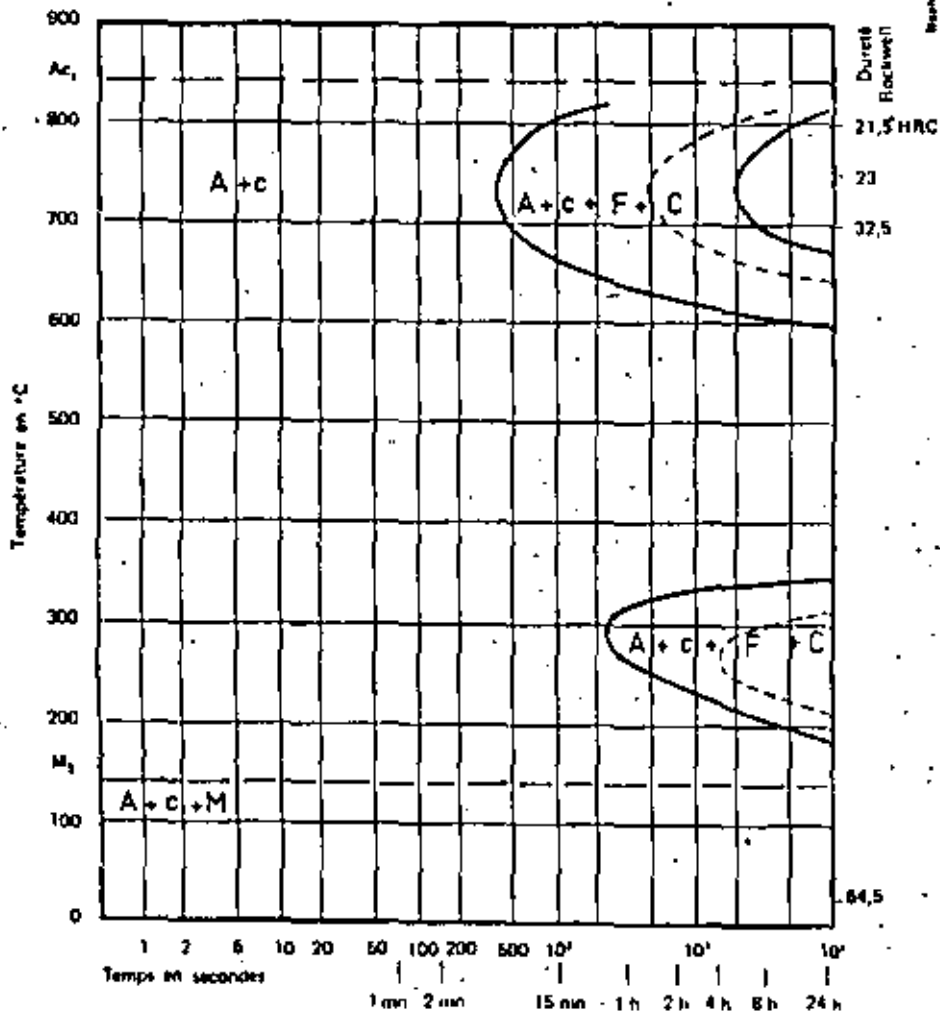
C %	W %	Cr %	V %	Mo %
0,85	2	4	1,5	8

Acier étudié

Etat initial : Recuit

Points de transformation : $A_c1 = 840^\circ\text{C}$ - $M_s = 140^\circ\text{C}$

Austénitise à 1200°C 10 mn (mise en température comprise) - Grossueur du grain : 9

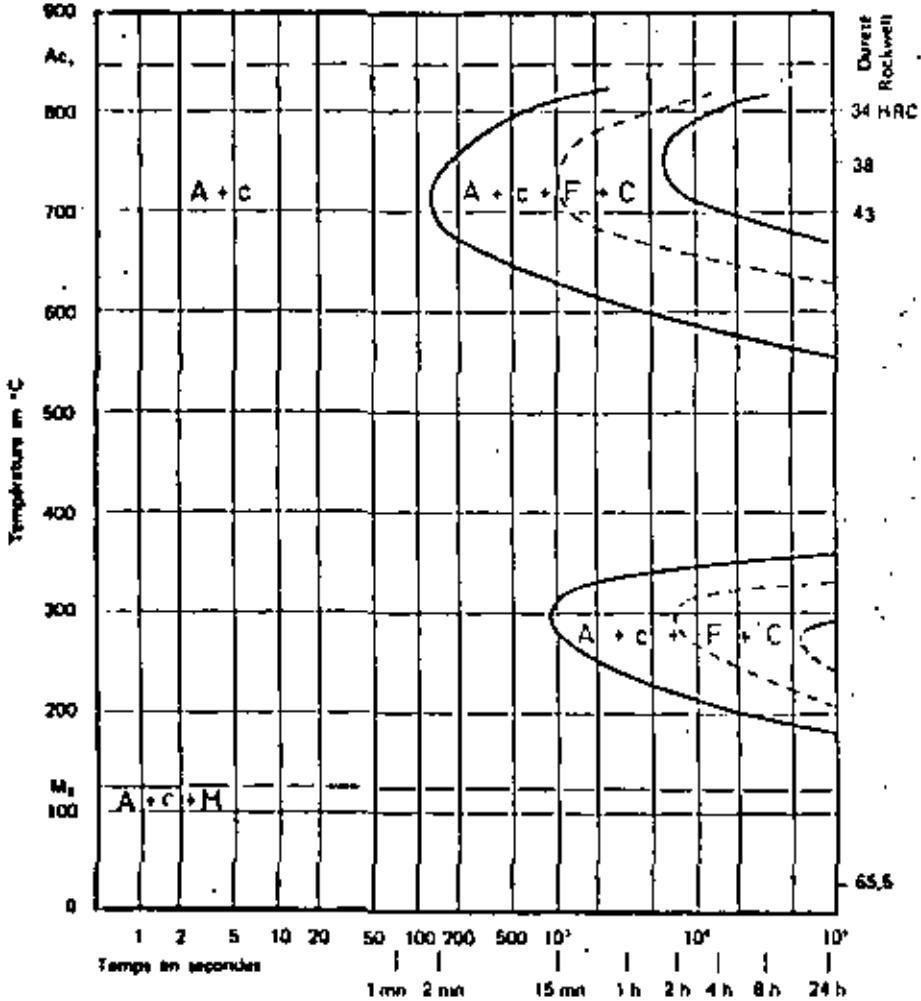


Micrographies après transformation en conditions isothermes ($\times 540$)



C %	Mn %	Si %	S %	P %	Cr %	Mo %	V %	W %	Co %
1,11	0,24	0,27	0,007	0,023	3,91	9,50	1,210	1,47	8,35

Fusibilité à 1200 °C 10 mn (mise en température comprise) Grosseur du grain : 8 7



Composition type

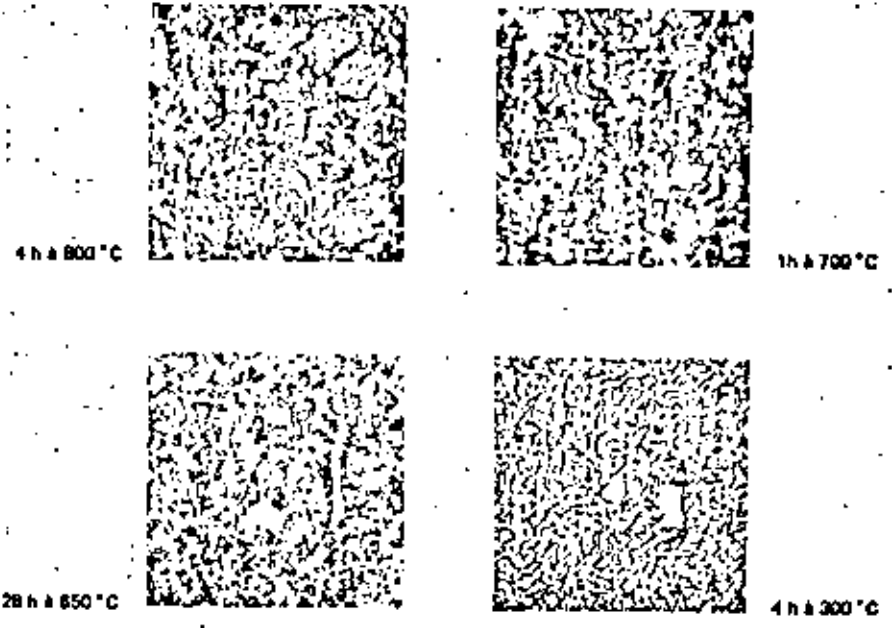
C %	W %	Cr %	V %	Mo %	Co %
1,10	1,5	4	1	9	8

Acier étudié

Etat initial : Recuit

Points de transformation : A_{c1} = 845 °C M_s = 125 °C

Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)

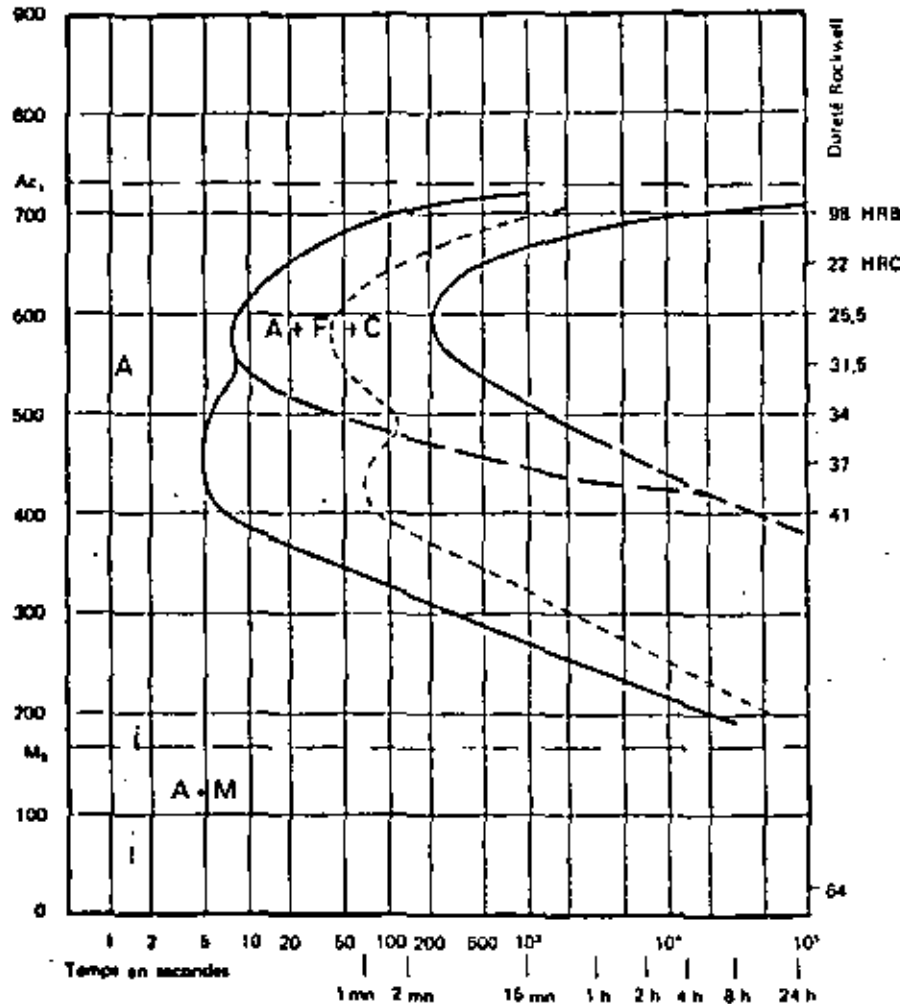


nuance 2211 | 90 MV 8 (D)

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	Cu%	V%	W%
0,81	2,10	0,29	0,003	0,016	0,06	0,07	0,01	0,04	0,17	0,05

Austénité à 800 °C 30 mn

Grosueur du grain : 12



Nuance 2211 90 MV 8 - NF A 35 900

nuance 2211 | 90 MV 8 (D)

Composition type

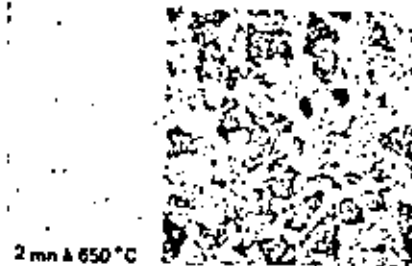
C%	Mn%	Si%	V%
0,9	2,0	0,3	0,2

Acier étudié

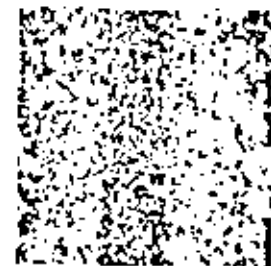
État initial : Recuit

Points de transformation : $A_{c1} = 730^{\circ}\text{C}$ $M_s = 170^{\circ}\text{C}$

Micrographias après transformation en conditions isothermes (x 540)



2 mn à 650 °C

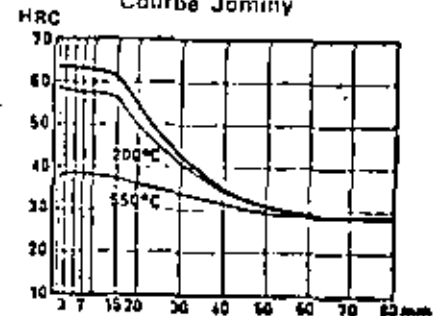


2 mn à 500 °C



4 h à 250 °C

Courbe Jominy

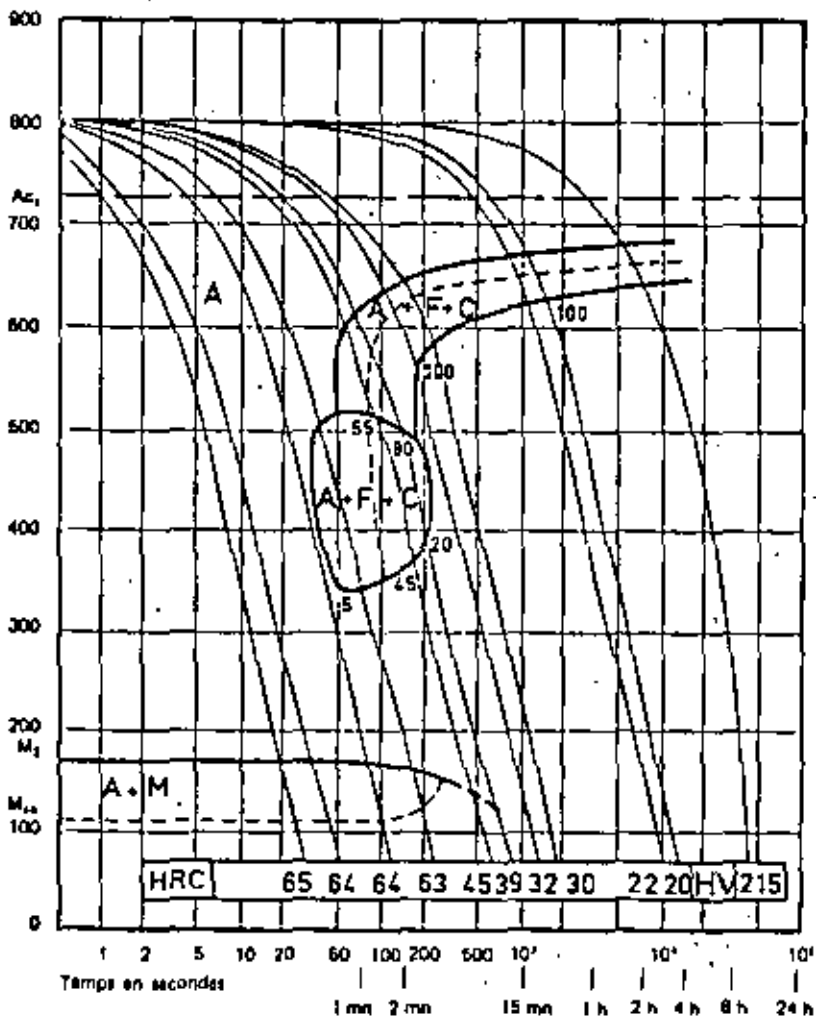


nuance 2211 | 90 MV 8 (2)

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	Va %
0,81	2,10	0,29	0,003	0,016	0,08	0,02	0,01	0,04	0,17

Austénitise à 800 °C 30 mn

Grosueur du grain : 12



nuance 2211 | 90 MV 8 (2?)

Composition type

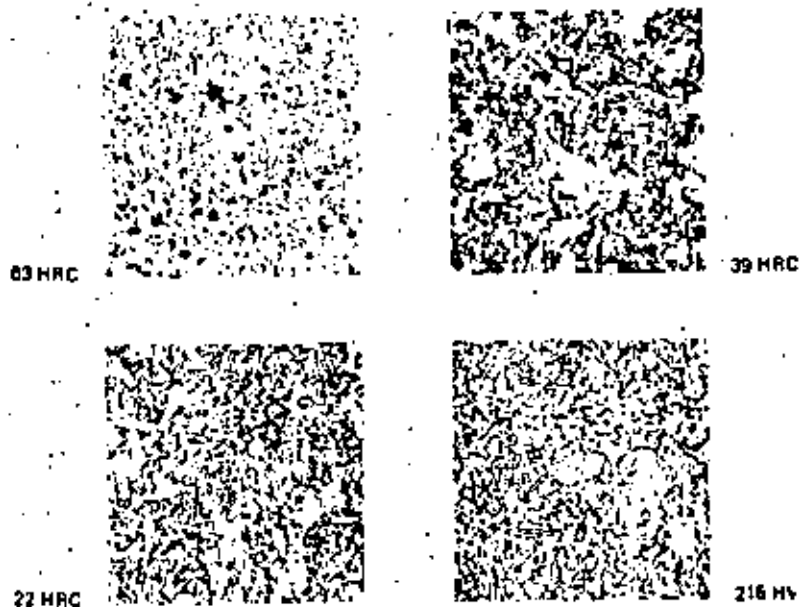
C %	Mn %	Si %	V %
0,8	2,0	0,3	0,2

Acier étudié

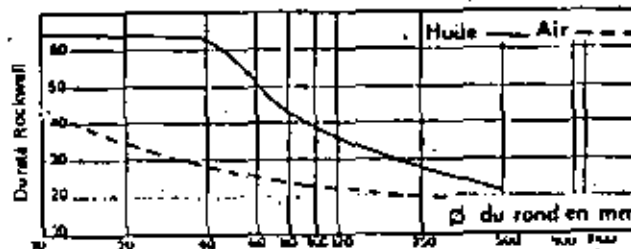
État initial : Recuit

Nuance 2211 90 MV 8 - NF A 35 500

Micrographies après transformation en refroidissement continu (x 540)



Dureté à cœur de ronds après trempe



1. 1. 1.

2.

3.

4.

5.

6.

7.

8.

9.

10.

11.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %	W %
0,55	0,68	0,30	0,004	0,014	1,65	1,00	0,35	0,11	0,220	0,08

Nuance 3381 55 NCDV 7 - NF A 35 660

Composition type

C %	Mn %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %
0,55	< 0,80	< 0,30	1,75	0,8	0,3

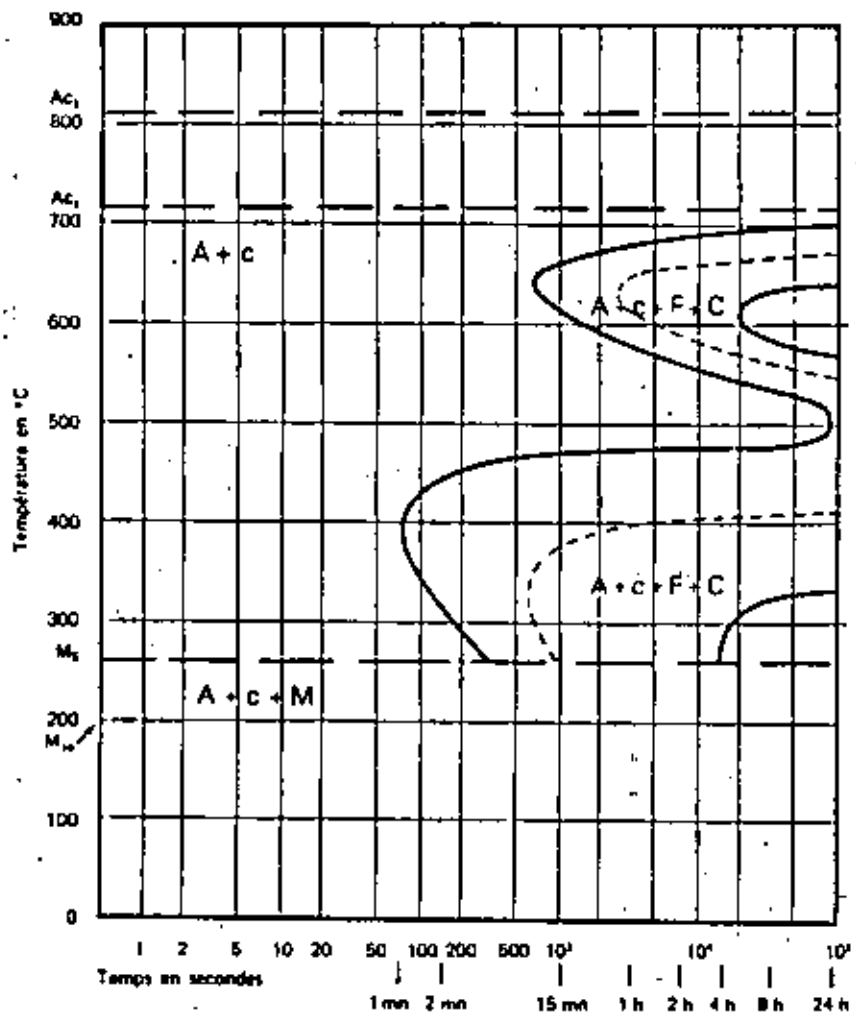
Acier étudié

Etat initial : Recuit

Points de transformation : $Ac_1 = 715^\circ C$ $Ac_2 = 810^\circ C$ $M_1 = 260^\circ C$ $M_{10} = 200^\circ C$

Austénitisé à $875^\circ C$ 30 mn

Grosseur du grain : 11



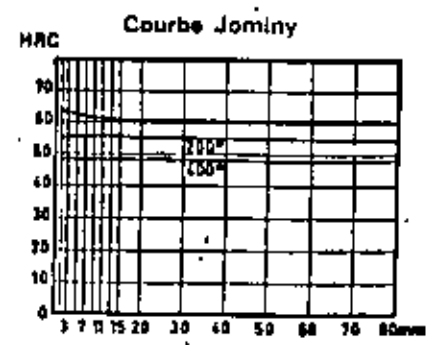
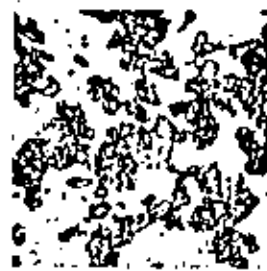
Dureté Rockwell

20,5 HRC

45

61,5

Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)



C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	W %
1,15	0,35	0,38	0,008	0,018	0,21	0,74	0,02	0,12	1,20

Composition type

C %	Mn %	Si %	Cr %	W %
1,0	< 0,30	< 0,30	0,50	1,0

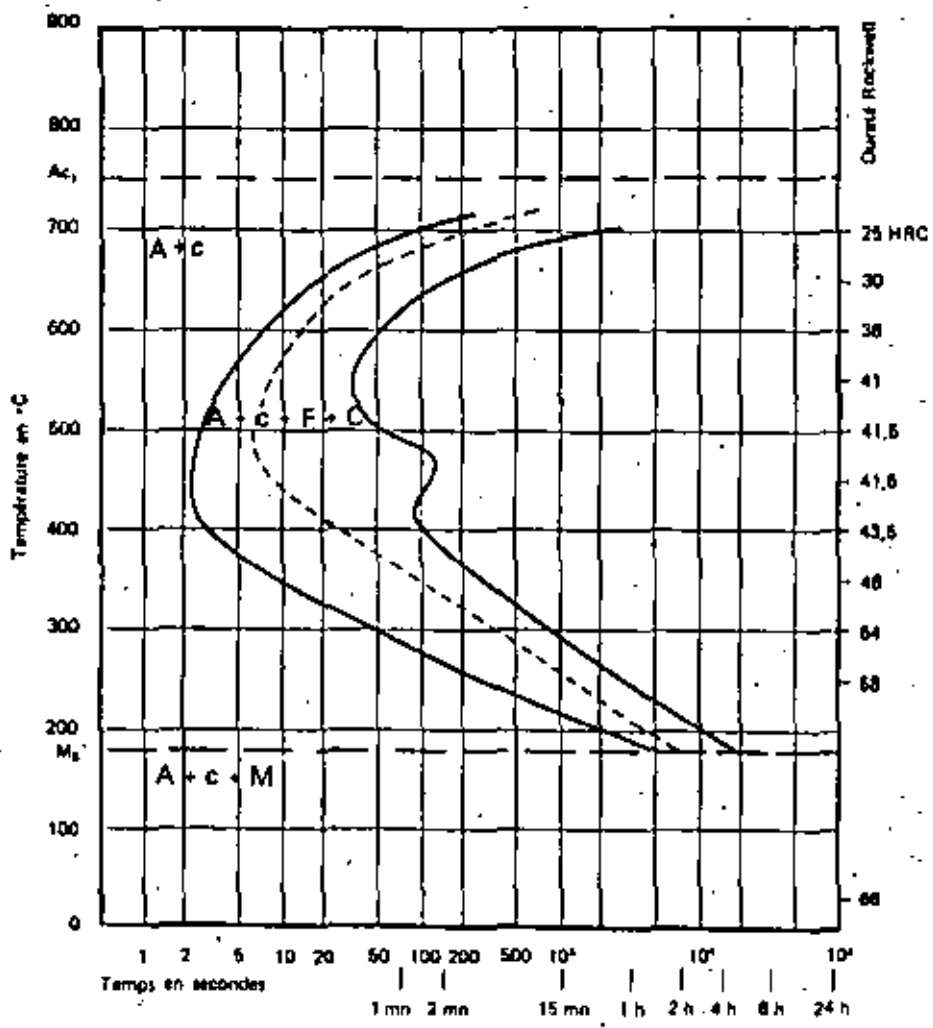
Acier étudié

Etat initial : Recuit à 760 °C

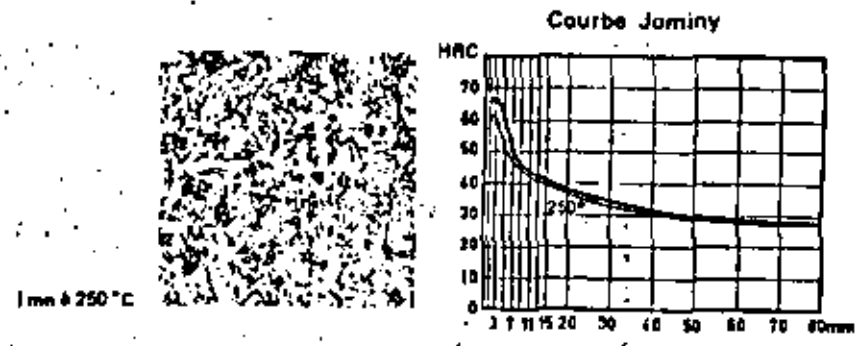
Points de transformation : $A_c1 = 750 °C$ $M_s = 190 °C$

Austénité à 850 °C 30 mn

Grossueur du grain : 12



Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)





nuance 3541 | Z 40 WCV 5

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	V%	W%
0,38	0,52	0,37	0,027	0,018	0,08	3,23	0,44	0,580	4,15

nuance 3541 | Z 40 WCV 5

Composition type

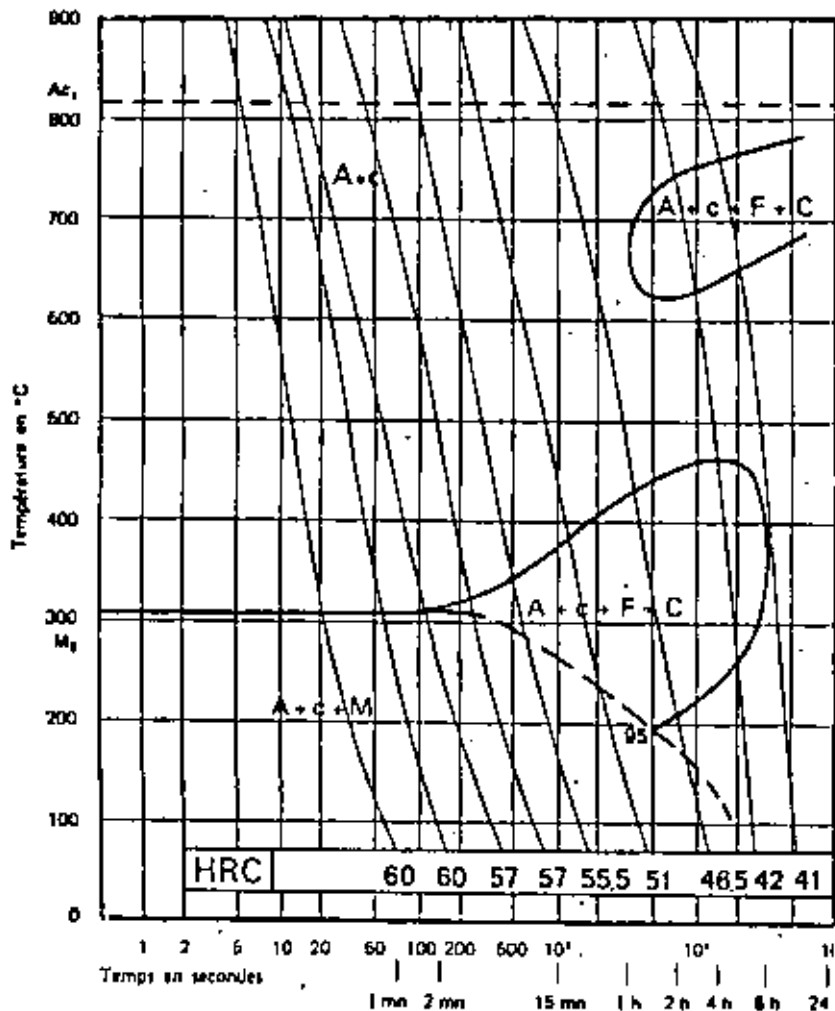
C%	Mn%	Si%	Cr%	Mo%	W%	V%
0,40	0,13	0,30	4,0	0,5	6,0	0,5

Austénitisé à 1050 °C 30 mn

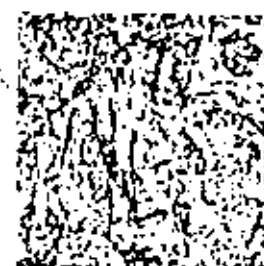
Grosses du grain : 5

Acier étudié

État initial : Recuit



Micrographies après transformation en refroidissement continu (x 540)

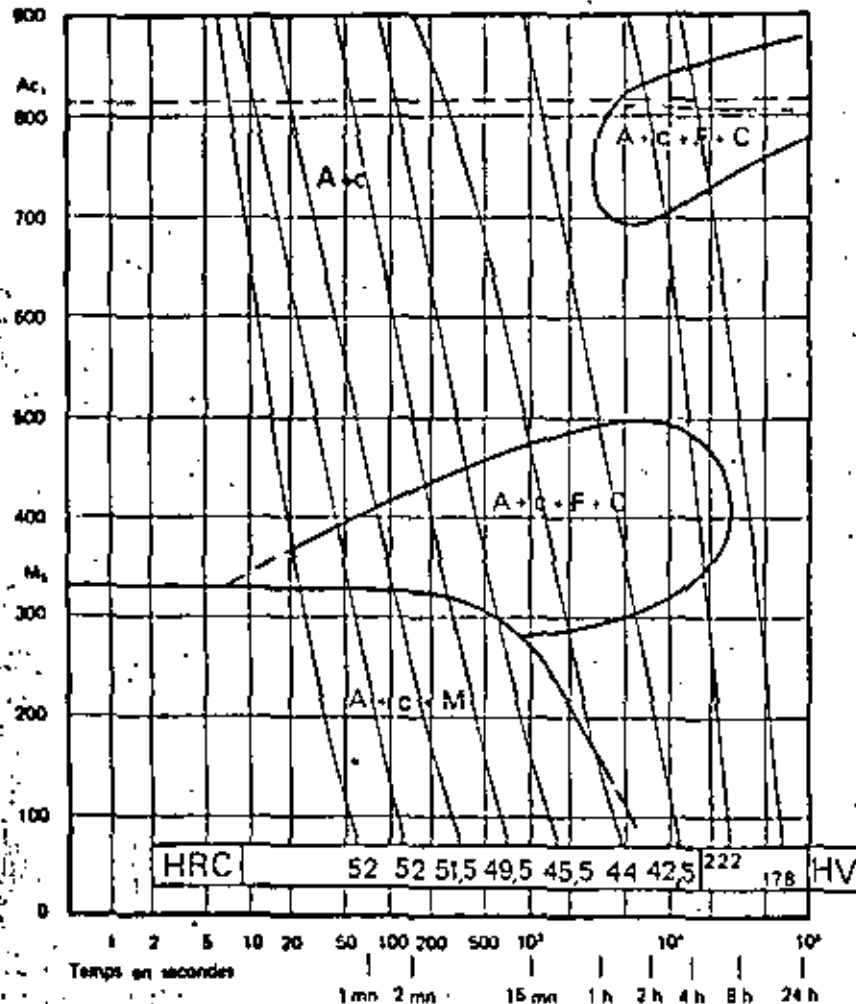


nuance 3543 | Z 30 WCV 9

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	V%	W%
0,77	0,43	0,28	0,018	0,008	0,10	2,45	0,13	0,360	8,70

Austénitise à 1150 °C 30 mn

Grossueur du grain : 10



Nuance 3543 Z 30 WCV 9 - NF A 35-500

nuance 3543 | Z 30 WCV 9

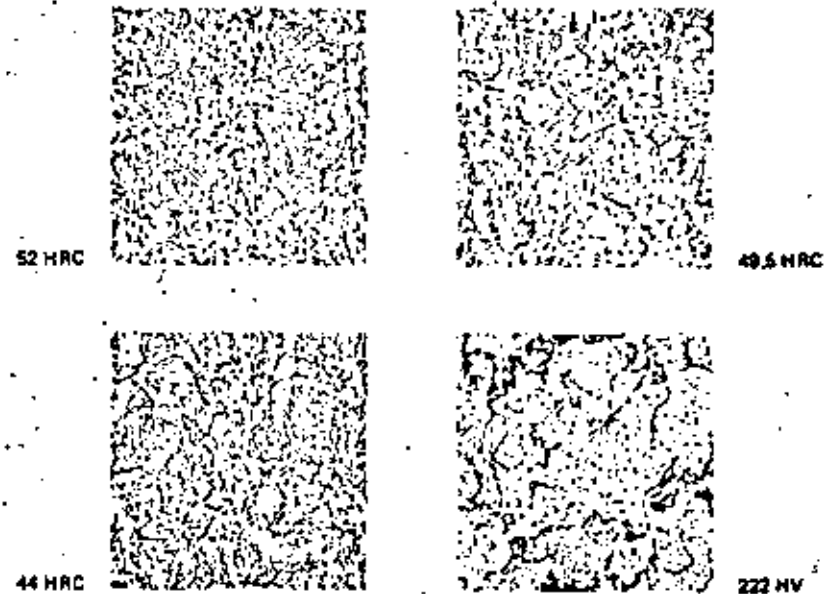
Composition type.

C%	Mn%	Si%	Cr%	W%	V%
0,30	0,30	0,30	3,0	9,0	0,4

Acier étudié

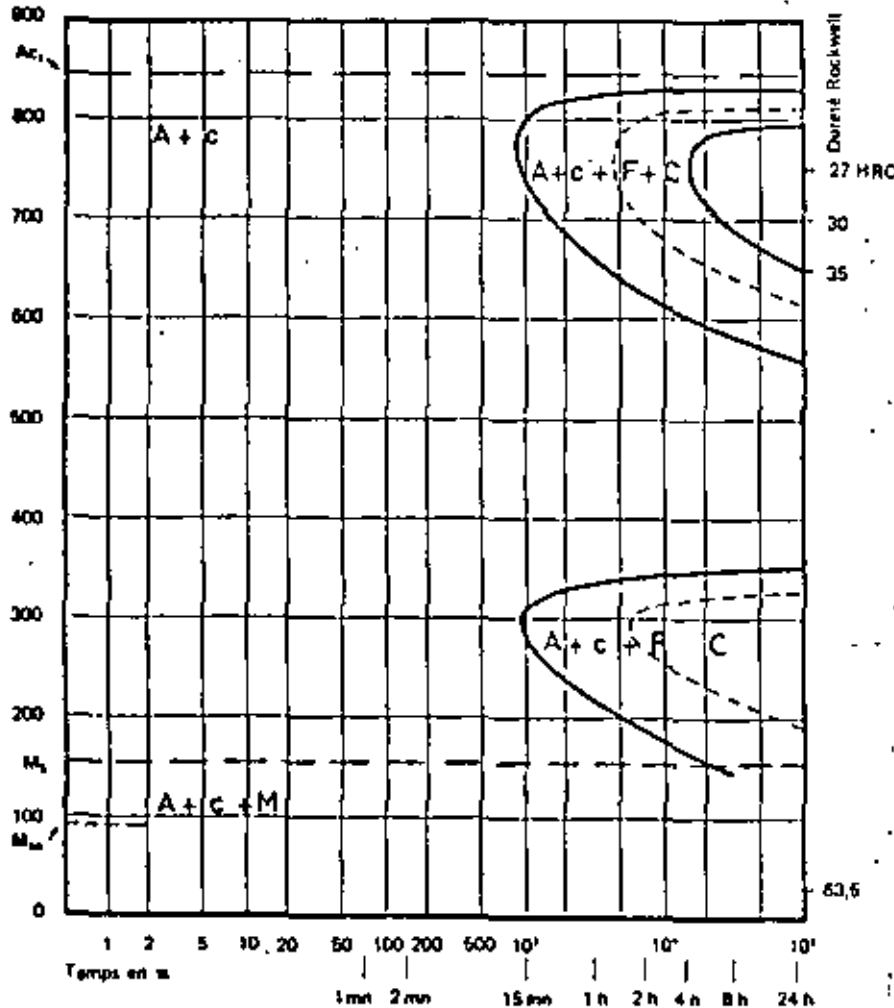
Etat initial : Recuit

Micrographies après transformation en refroidissement continu (x 540)



C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	V%	W%
1,43	0,17	0,29	0,045	0,023	0,15	4,18	0,87	4,350	11,00

Austénitise à 1250 °C 8 mn (mise en température comprise) Graisseur du grain : 12



Composition type

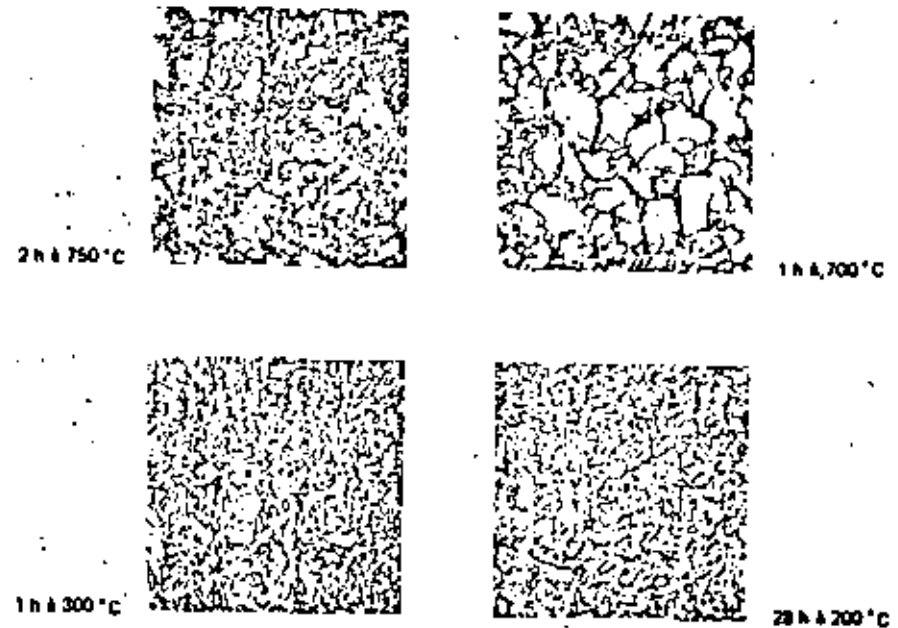
C%	W%	Cr%	V%	Mo%
1,3	12	4	6	0,5

Acier étudié

État initial : Recuit 900 °C 1 h - Refroid. four

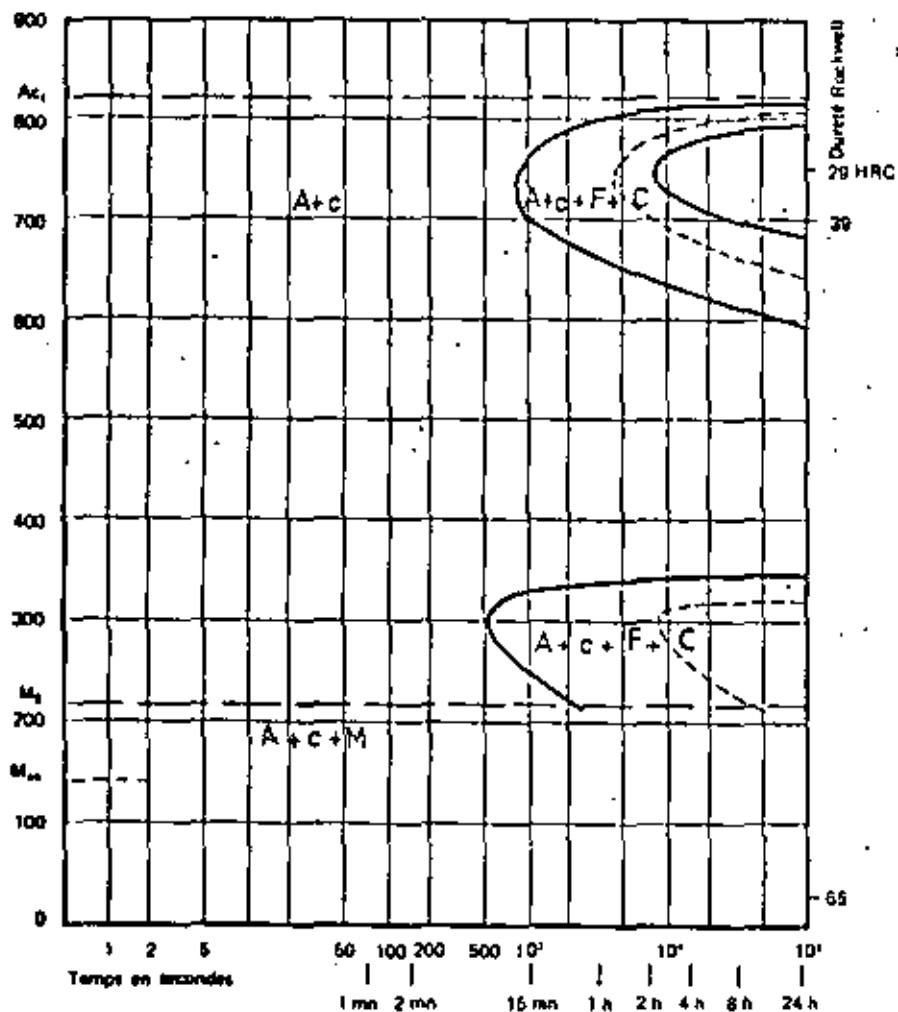
Points de transformation : Ac₁ = 845 °C M_s = 155 °C M_f = 90 °C

Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)



C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	V%	W%	Co%
0,81	0,17	0,23	0,018	0,018	0,08	4,25	0,09	1,080	17,60	0,05

Austinitisé à 1275 °C 3 mn



Composition type

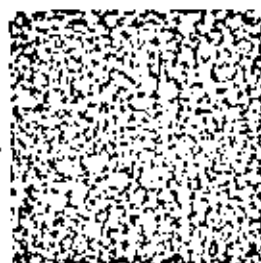
C%	W%	Cr%	V%
0,8	8	4	1

Acier étudié

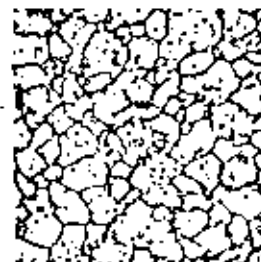
État initial : Recuit

Points de transformation : Ac₁ = 820 °C M₁ = 215 °C M_s = 140 °C

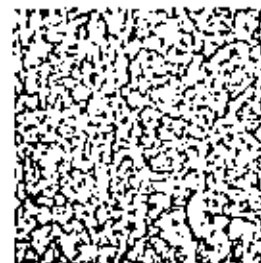
Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)



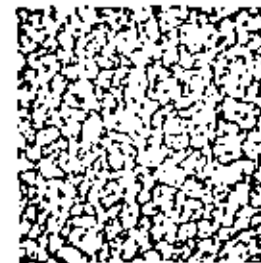
4 h à 760 °C



28 h à 600 °C



1 h à 300 °C



1 h à 250 °C

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	V %	W %	Co %
0,79	0,17	0,18	0,026	0,005	0,08	4,00	0,20	2,110	18,15	0,17

Composition type

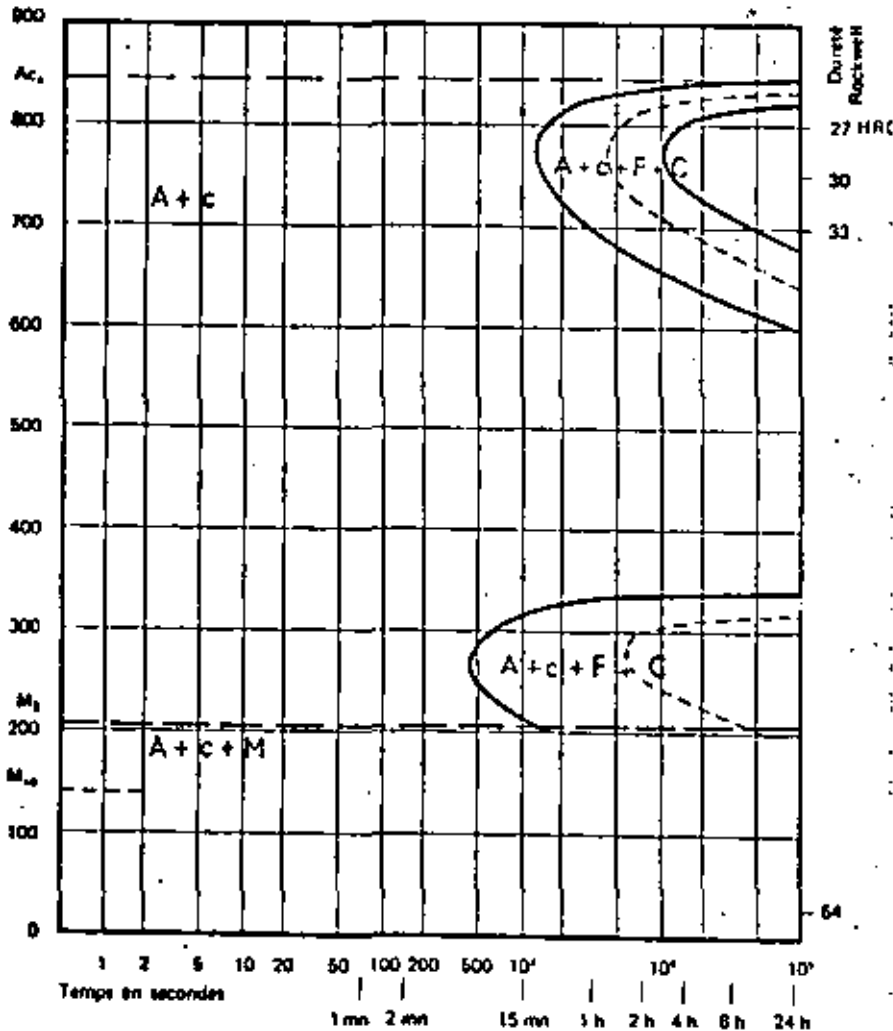
C %	W %	Cr %	V %
0,85	18	4	2

Acier étudié

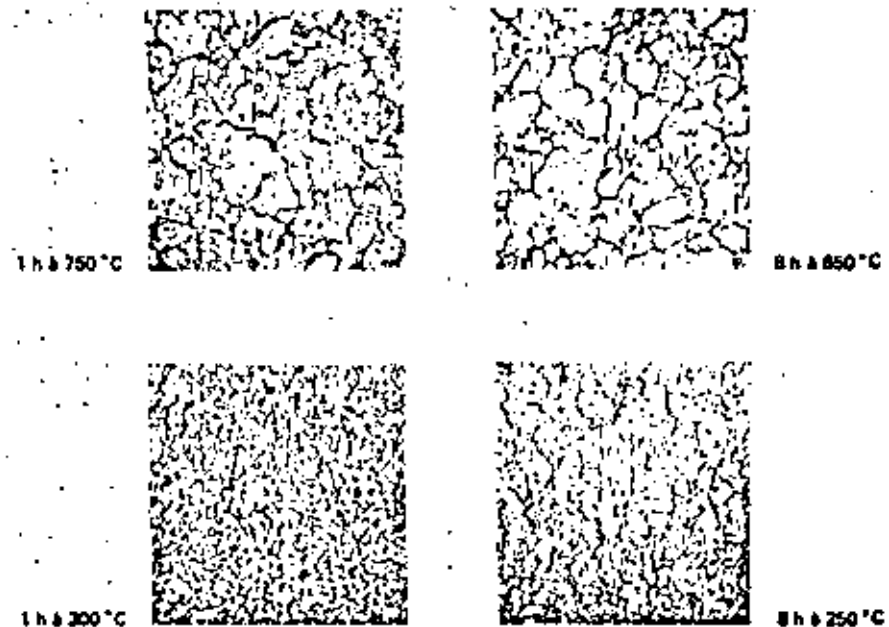
État initial : Recuit

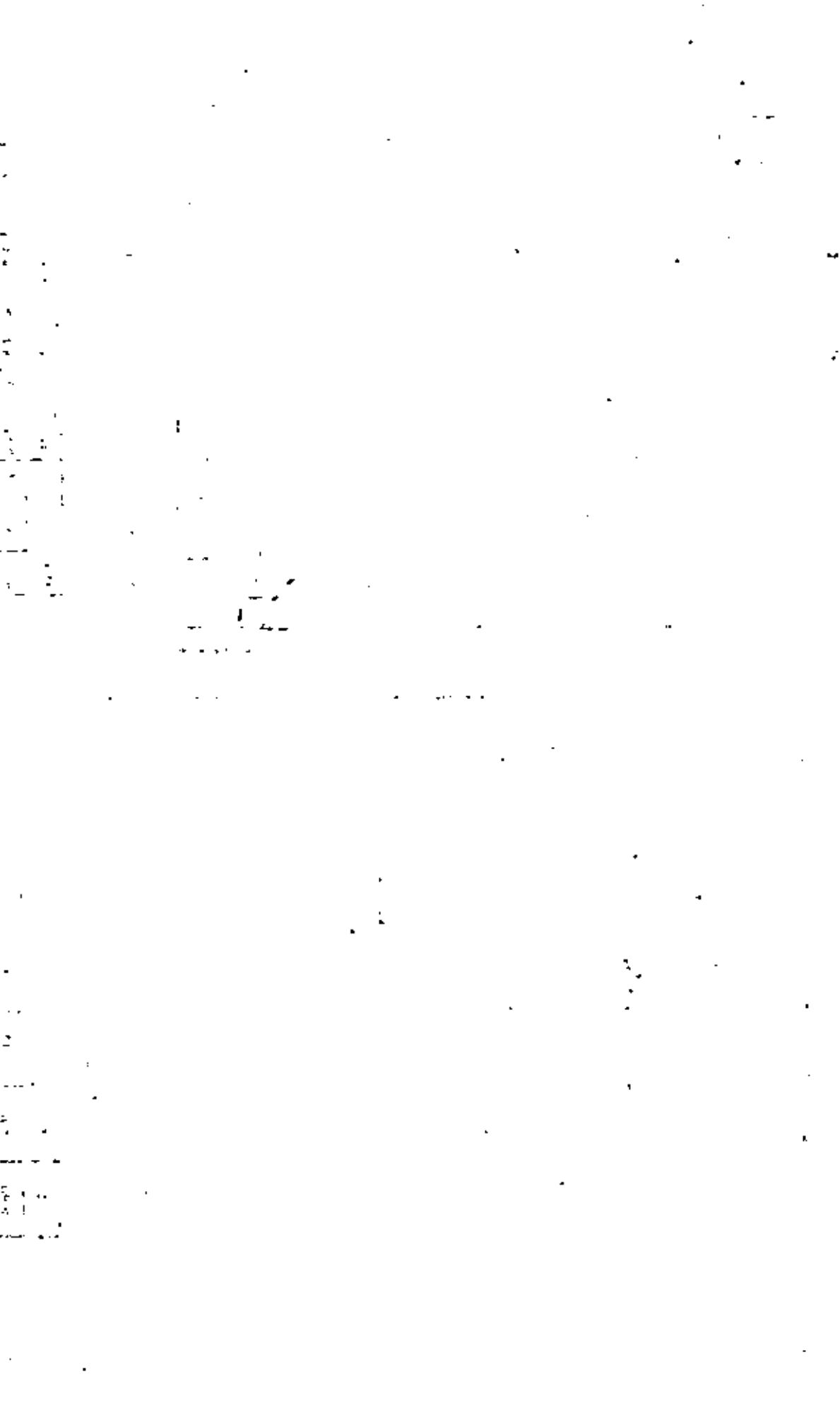
Points de transformation : $A_{c1} = 845^{\circ}\text{C}$ $M_s = 205^{\circ}\text{C}$ $M_{f0} = 140^{\circ}\text{C}$

Austénisé à 1275°C 10 mn (mise en température comprise) Grossueur du grain : 11



Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)





C %	Mn %	Si %	S %	P %	Cr %	Mo %	V %	W %	Co %
0,80	0,29	0,28	0,026	0,018	4,40	0,37	1,600	19,20	9,30

Composition type

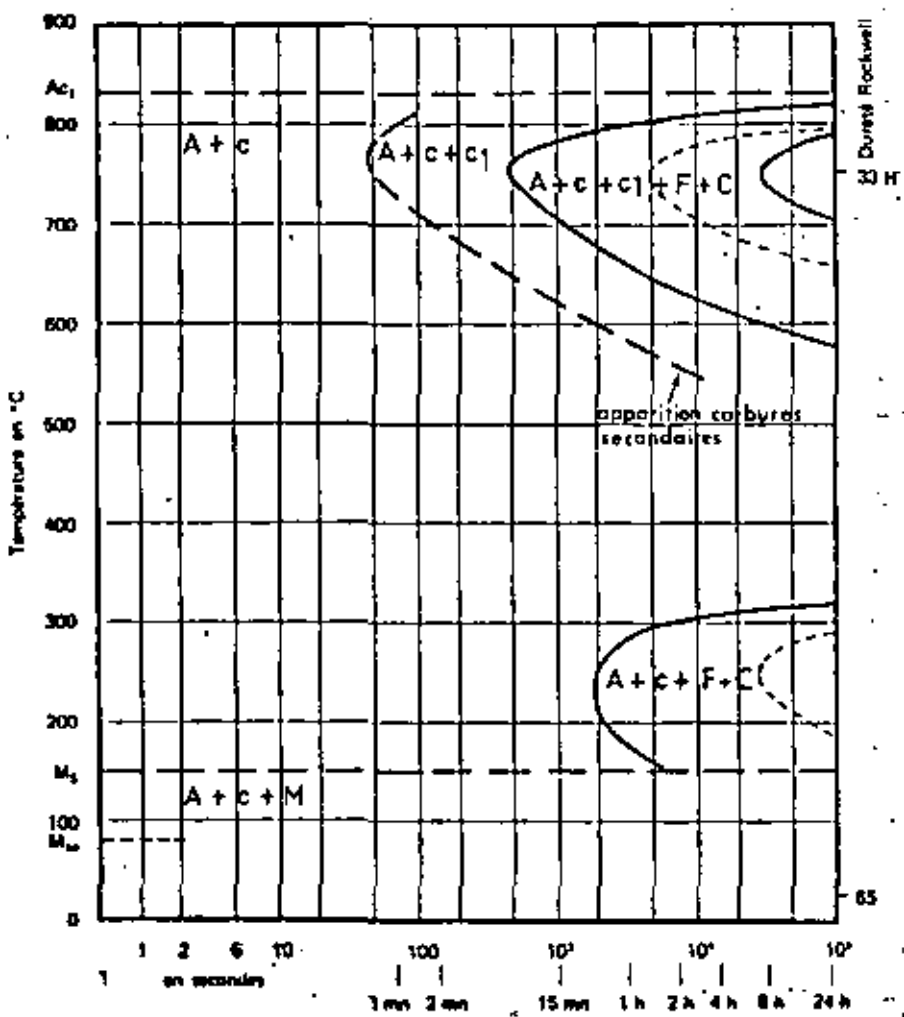
C %	W %	Cr %	V %	Co %
0,8	19	4	1,6	10

Acier étudié

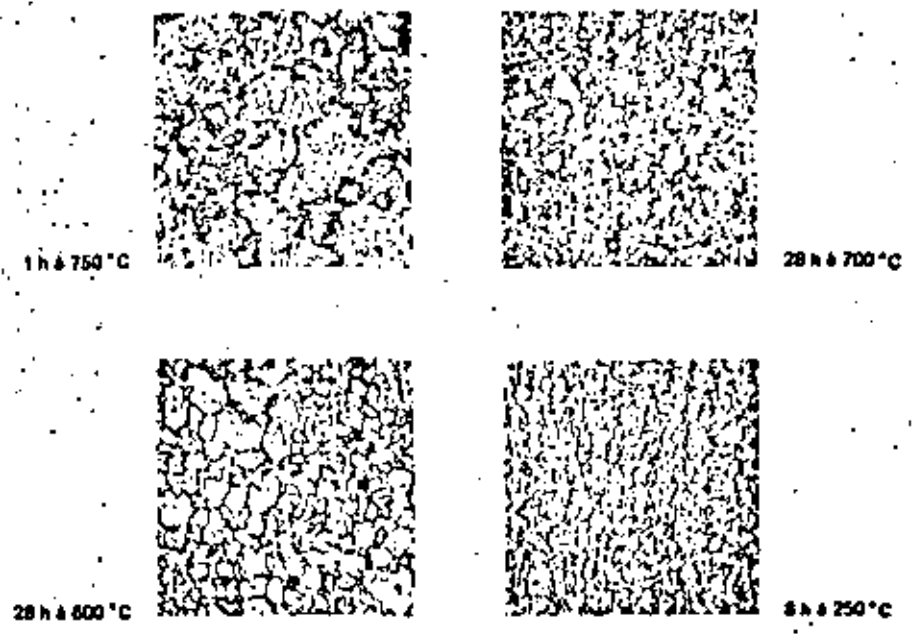
Etat initial : Recuit

Points de transformation : $A_c1 = 830^\circ\text{C}$ $M_s = 160^\circ\text{C}$ $M_{23} = 80^\circ\text{C}$

Austénisé à 1275°C 10 mn mise en température comprise | Grosseur du grain : 9 10

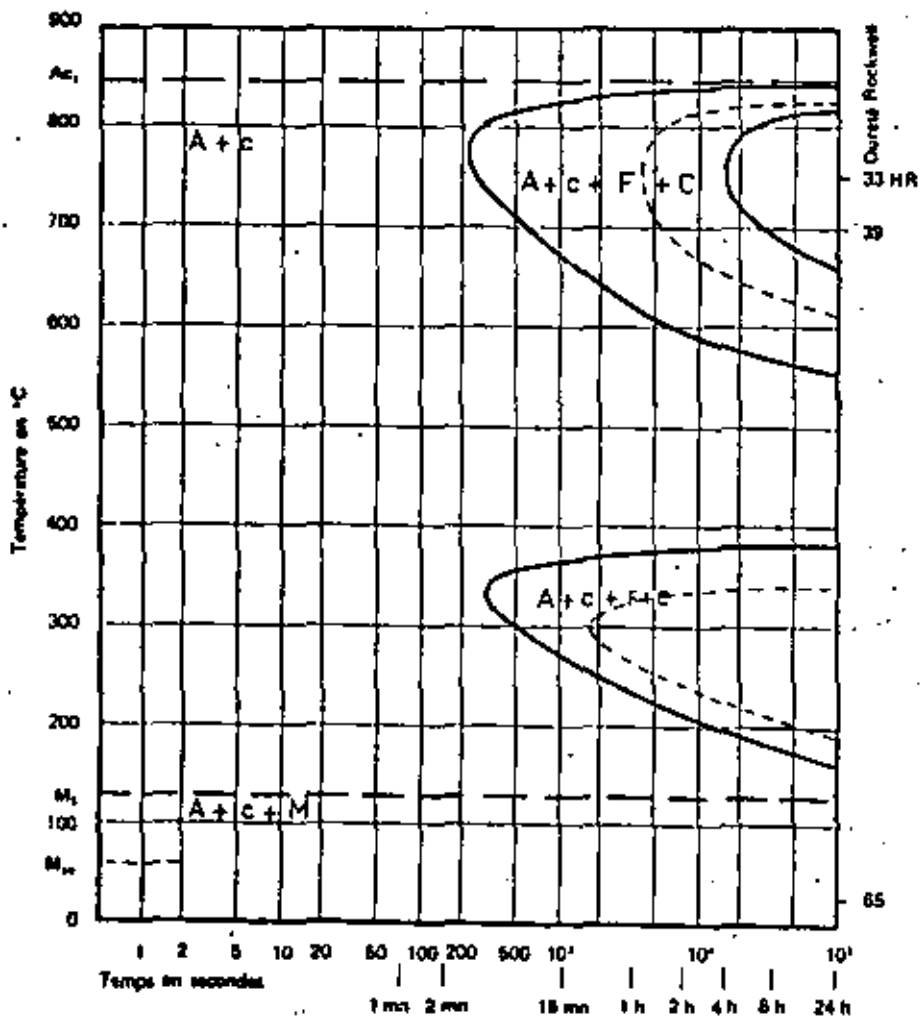


Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)



C%	Mn%	Si%	S%	P%	Cr%	Mo%	Cu%	V%	W%	Co%
1,46	0,10	0,27	0,003	0,031	3,72	0,47	0,09	4,100	13,70	5,00

Austénité à 1250 °C 8 mn (mise en température comprise) Grosseur du grain : 10



Composition type

C%	W%	Cr%	V%	Mo%	Co%
1,5	12	4	5	10,5	5

Acier étudié

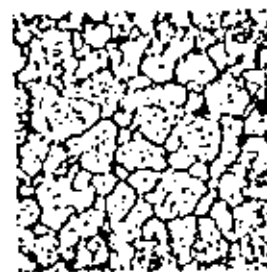
État initial : Forgé - Recuit 900 °C 1 h

Points de transformation : $A_{c1} = 845\text{ °C}$ $M_s = 130\text{ °C}$ $M_{f2} = 80\text{ °C}$

Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 540)



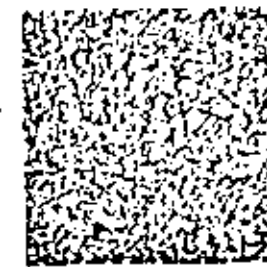
1 h à 850 °C



28 h à 600 °C



28 h à 300 °C



28 h à 200 °C

Wald	Wald	Wald	Wald	Wald	Wald
Wald	Wald	Wald	Wald	Wald	Wald

Wald

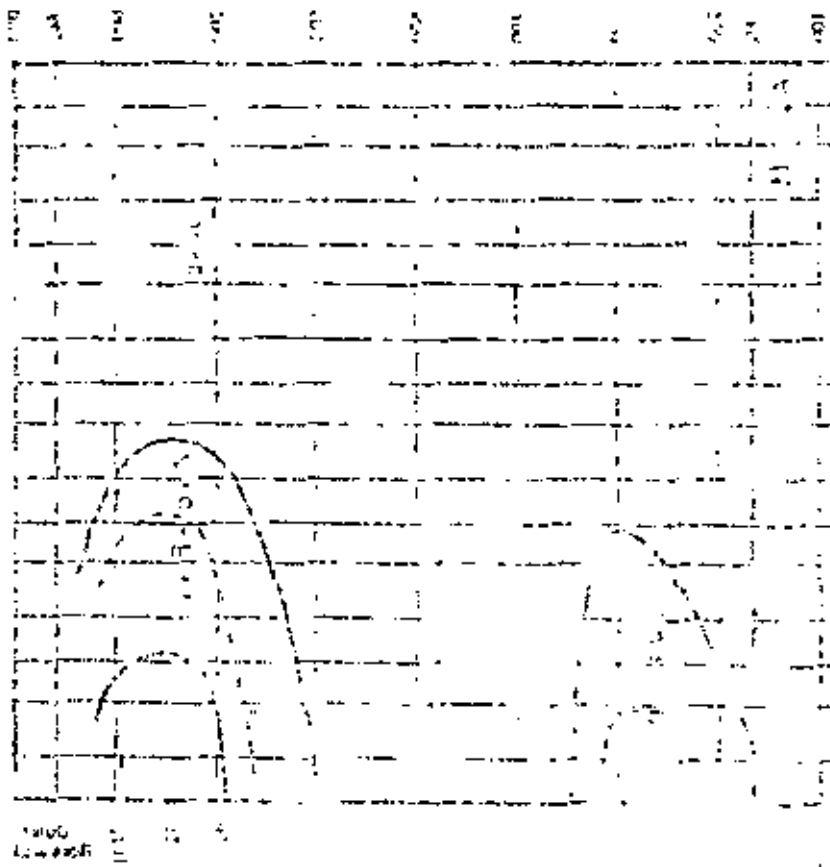
Wald

Wald

Wald	Wald	Wald	Wald	Wald	Wald
Wald	Wald	Wald	Wald	Wald	Wald

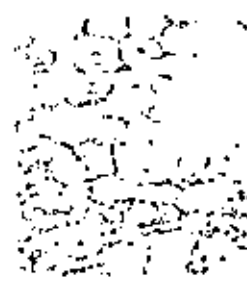
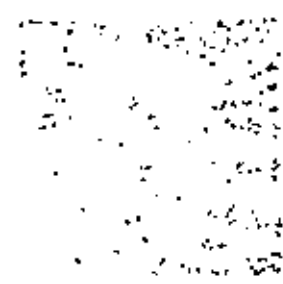
Wald

Wald



Wald

Wald

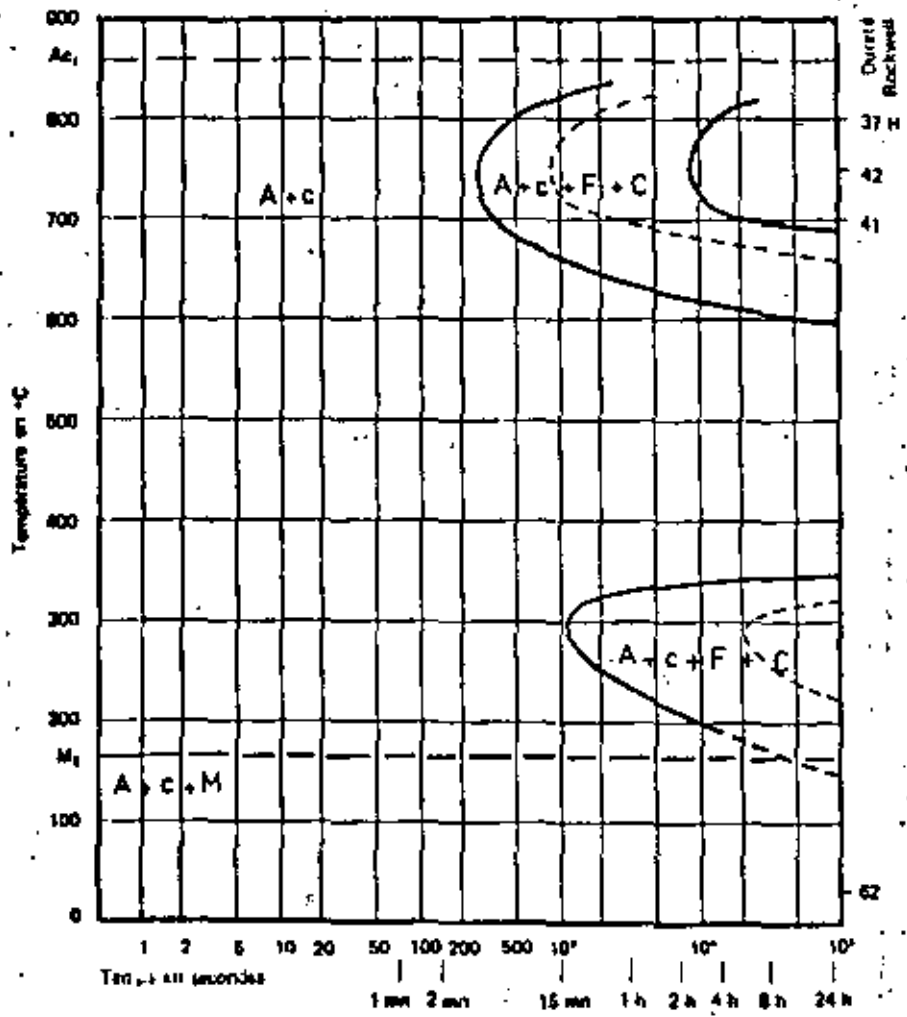


C%	Mn%	Si%	S%	P%	Cr%	Mo%	V%	W%	Co%
1,64	0,21	0,31	0,005	0,021	4,50	0,66	5,050	11,64	11,35

Composition type

C%	Cr%	V%	W%	Co%	Mo%
1,65	4	5	12	10	(11,0)

Austénisé à 1240 °C - 10 mn (mise en température comprise) - Grossier du grain : 10 9

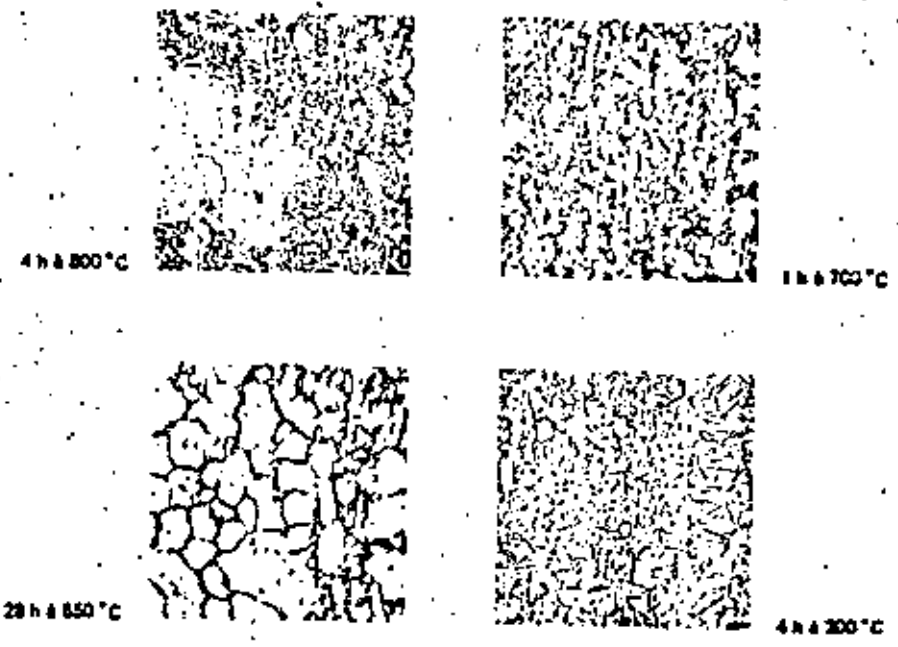


Acier étudié

État initial : Recuit

Points de transformation : $A_{c1} = 850^{\circ}C$ $M_s = 165^{\circ}C$

Micrographies après transformation en conditions isothermes (x 640)



C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,11	0,47	0,24	0,015	0,016	0,23	4,48	0,62	0,15

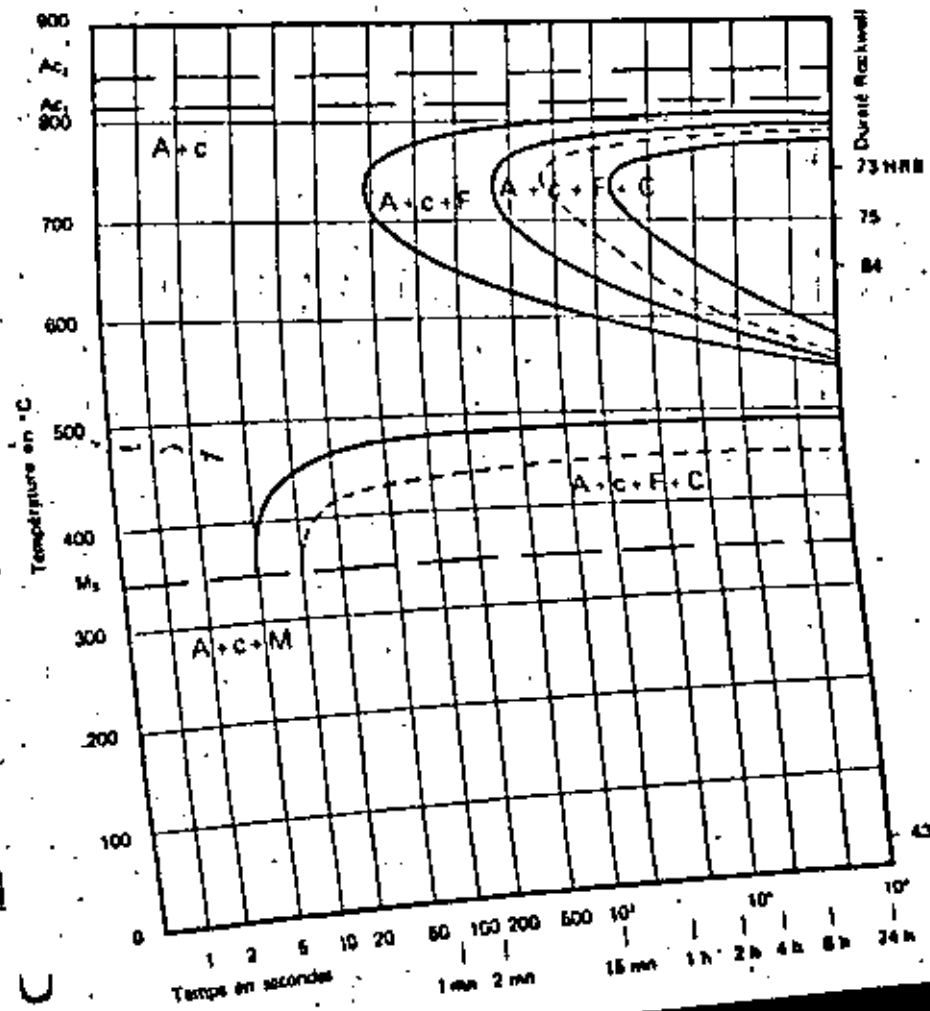
Z 15 CD 5-05 - NF A 35 558

ACIERS
REGROUPÉS D'APRÈS

NF A 35-556
NF A 35-557
NF A 35-558

Austénitisé à 900 °C 30 mn

Grosseur du grain : 9



Métal - 100, rue Pasteur - 92000 Nanterre - Tél. 1 47 33 33 33

Z 15 CD 5-05

Composition type

C %	Mn %	Cr %	Mo %
0,10/0,20	0,30/0,60	4/6	0,40/0,65

Acier étudié

État initial : Recuit 850 °C

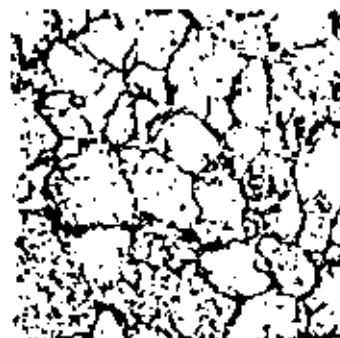
Micrographies après transformation en refroidissement continu (x 540)



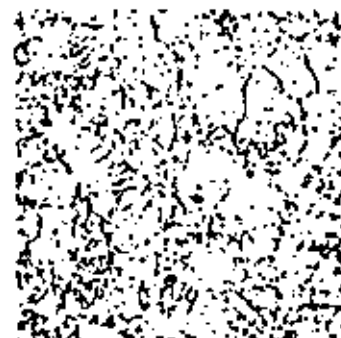
43 HRC



42 HRC

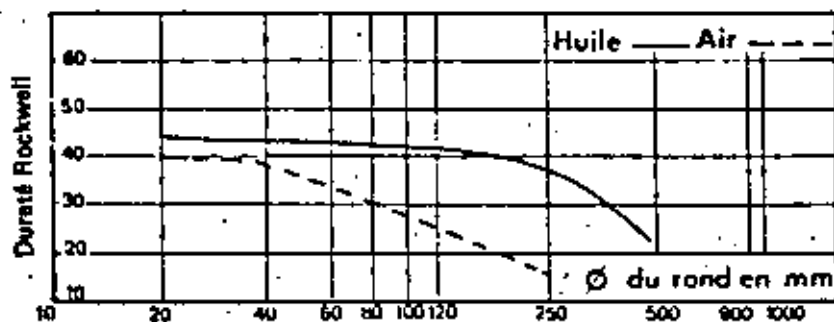


230 HV



147 HV

Dureté à cœur de ronds après trempé



Lista de Alumnos al curso:
Tratamiento Térmico y Sus Aplicaciones Mayo-Junio 1982

- | | | | |
|---|---|--|--|
| 1. Luis Alonso León
[M F
Av. Eje Central Lázaro Cárdenas | C. Gral. Sotenes Rocha 9
Daniel Garza
M. Hidalgo
11830 México, D.F.
516 63 35 | 9. Felipe Jaramillo Gómez
MORESA
Norte 35 No. 895
Vallejo
Azcapotzalco
México, D.F.
567 47 00 | |
| 2. Arturo Barba Pingarrón
Facultad de Ingeniería
Depto. de Ingeniería Mecánica
Área de Tecnología de Materiales
UNAM
550 52 15 Ext. 4608 | Orinoco 67-207
Zacahizco
B. Juárez
03550 México, D.F. | 10. J. Gilberto Ledesma Rivera
Instituto Tecnológico Calaya
Av. Tecnológico y Av. Irrigación
Celaya, Gto.
2 20 23 | A. Tezozomoc 104
FOVISSTE
Celaya, Gto.
1 22 89 |
| 3. Daniel Contreras Vizquez
U A M
Av. San Pablo 180
Azcapotzalco
México, D.F.
382 50 00 | Campo Verde No. 94
Col. Ampliación
Petrolera
Azcapotzalco
México, D.F.
561 15 46 | 11. Ubaldo E. Márquez Amador
Facultad de Ingeniería
UNAM | Chilpa 89 B
Alfonso XIII
A. Obregón
México, D.F.
598 76 72 |
| 4. Eduardo Creixell Ordorica
Ford Motor Co. S.A.
Henry Ford y Fdo. Montes de Oca
Tlanepantla, Edo. de México
565 07 22 | Fuente Emmanuel 10
Tecamachalco, Naucalpan, Edo. de Méx.
589 35 50 | 12. Edmundo Martínez Cruz
Ford Motor Co. | Lago Michigan 3-11
Tacuba
México, D.F.
199 80 23 |
| 5. Alberto Damián Garibay
MORESA
Norte 35 No. 895
Ind. Vallejo
Azcapotzalco
México, D. F.
567 47 00 | Tamigno 189
Col. Vallejo
Gustavo A. Madero | 13. Jorge Mejía Rubio
Motores y Refacciones, S.A.
Norte 35 1 895
Ind. Vallejo
México, D.F.
567 47 00 | Valle de los Cipreses 50
Ixcalli del Valle
Tultitlán, Edo. de Méx.
567 47 00 |
| 6. Frankenberg Escamilla Romero
Motores y Refacciones, S.A.
Norte 35 No. 895
Industrial Vallejo
Azcapotzalco
567 47 00 | Poniente 7 No. 70
Col. Cuchilla del Tesoro
México, D.F.
196 30 29 | 14. Armando Ortiz Prado
Facultad de Ingeniería
UNAM
México, D.F.
550 52 15 Ext. 4608 | Unidad Lomas de Plateros
Edif. F 38 Entrada 2 Depto. 11
Mixcoac
México, D.F.
591 06 36 |
| 7. Marco A. Guerrero Iepeda
Facultad de Ingeniería
UNAM
México, D.F.
550 00 41 | Tarascos 25-B
Tlalolliquia
Tlalpán
14430 México, D.F.
573 15 68 | 15. Emilio Teynoso Mercado
Av. Batalla de Celaya 202
México 10, D.F.
520 93 52 | |
| 8. Jorge A. Gutiérrez Castro
F E S C
UNAM
Rancho Almaraz
Cuautitlán, Edo. de Méx.. | Colina de las Orugas no. 28
Naucalpán, Edo. de Méx.
572 14 16 | 16. Agustín Romero Pozos
Cía. General de Electrónica, S.A.
Tezozomoc 294
Fracc. Ind. San Antonio
Azcapotzalco
México, D.F.
561 74 77 | Puebla 30-5
Roma
México, D.F.
511 93 34 |
| | | 17. Julián Rosas Caballero
Autotransportes Cuauhtémoc, S.A. de C.V.
Ave. 180
San Francisco Culhuacán
Coyoacán
México, D.F.
689 00 21 | Xalapapa 565 2da. Secc. Villa
las Flores
Coacalco, Edo. México
689 00 21 |