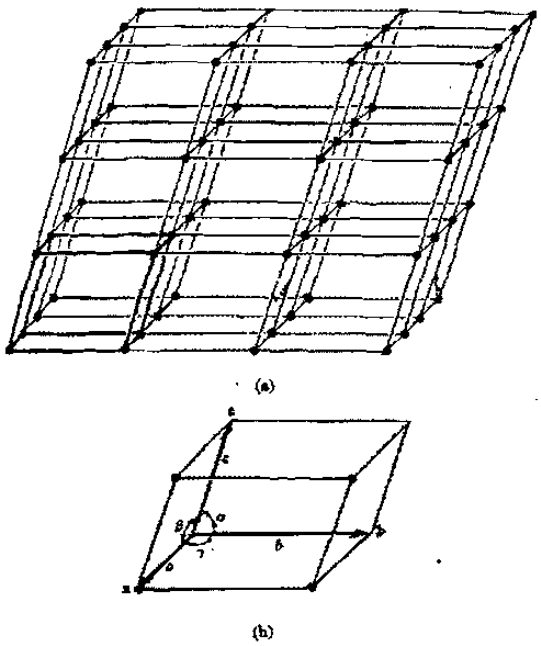
Capitulo V

Fenómenos de difusión

5.1 Redes espaciales.

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



En la figura 5.1.1(a) se muestra parte de una red espacial general. Como consecuencia de la regularidad en la distribución de los puntos que componen una red, la geometría esencial puede describirse por tres vectores de la red, a, b y c. (Fig. 5.1.1(b)). Estos vectores describen la celda unitaria señalada con trazos más negros en la esquina de la red espacial (Fig. 5.1.1(a)). La geometría de una red espacial está completamente definida por las constantes de la red (longitud de los vectores) a, b y c y los ángulos interaxiales →, ↑, γ . Existen solamente catorce disposiciones de los puntos que satisfagan la definición de red espacial y menos de la mitad de las mismas poseen alguna importancia para las estructuras metálicas. La figura 5.1.2 muestra seis de las celdas unitarias que presentan con más frecuencia en metales y aleaciones.

Fig. 5.1.1(a) Parte de una red espacial en la que se muestra, con trazo grueso, una celda unitaria. (b) Descripción de la celda unitaria en unción de los vectores de red a, b, c. Se muestran las constantes de red a, b, c y los ángulos interaxiales →, ↑, gama.

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

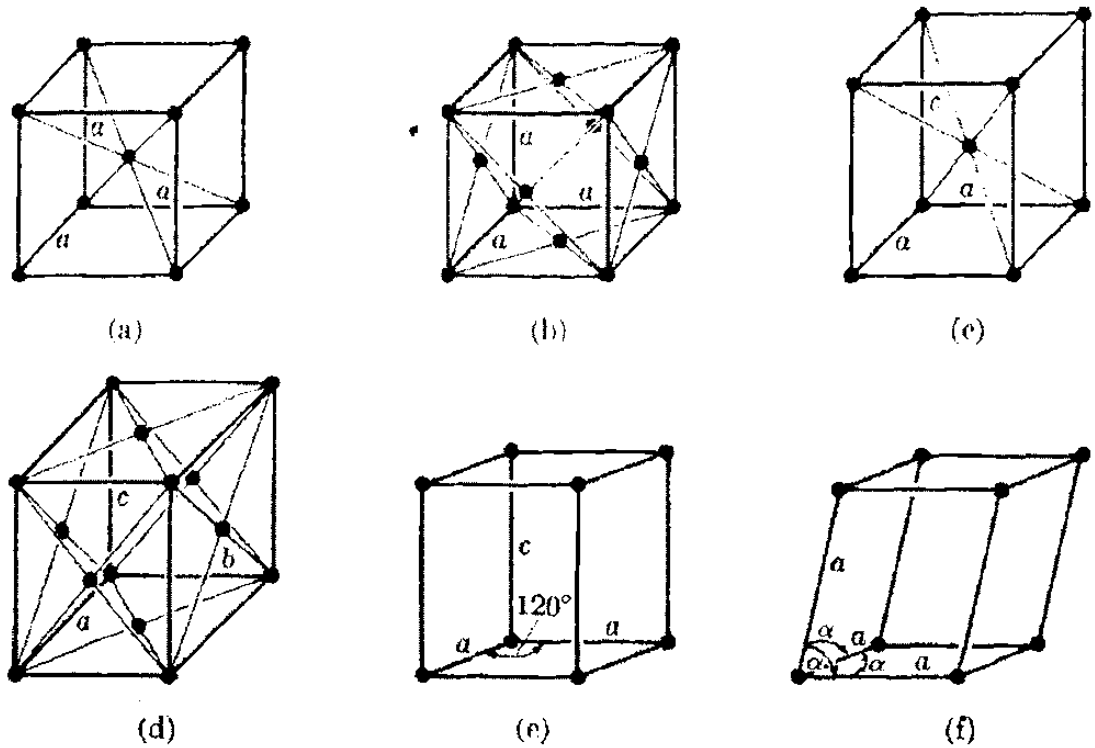
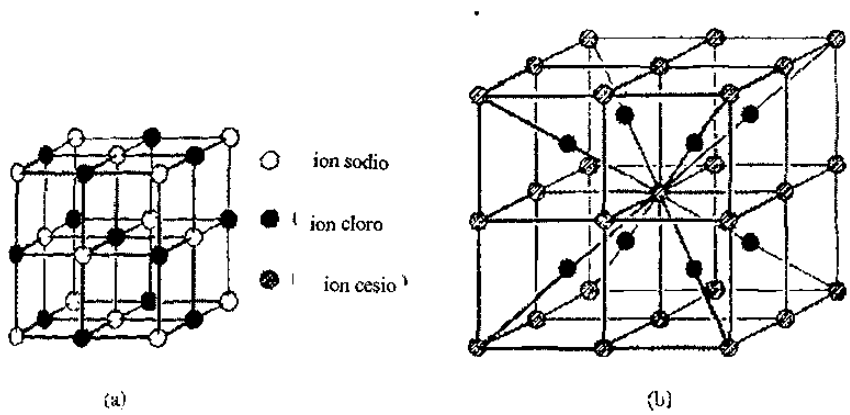


FIG. 5.1.2. Celdas unitarias representativas de seis de las redes espaciales más importantes. Las letras a, b y c representan las constantes de red. (a) Cúbica centrada. (b) Cúbica de caras centradas Tetragonal centrada. (d) Ortorrómbica de caras centradas. (e) Hexagonal simple. (f) Romboédrica.

Estructura cristalina.

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



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

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

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

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

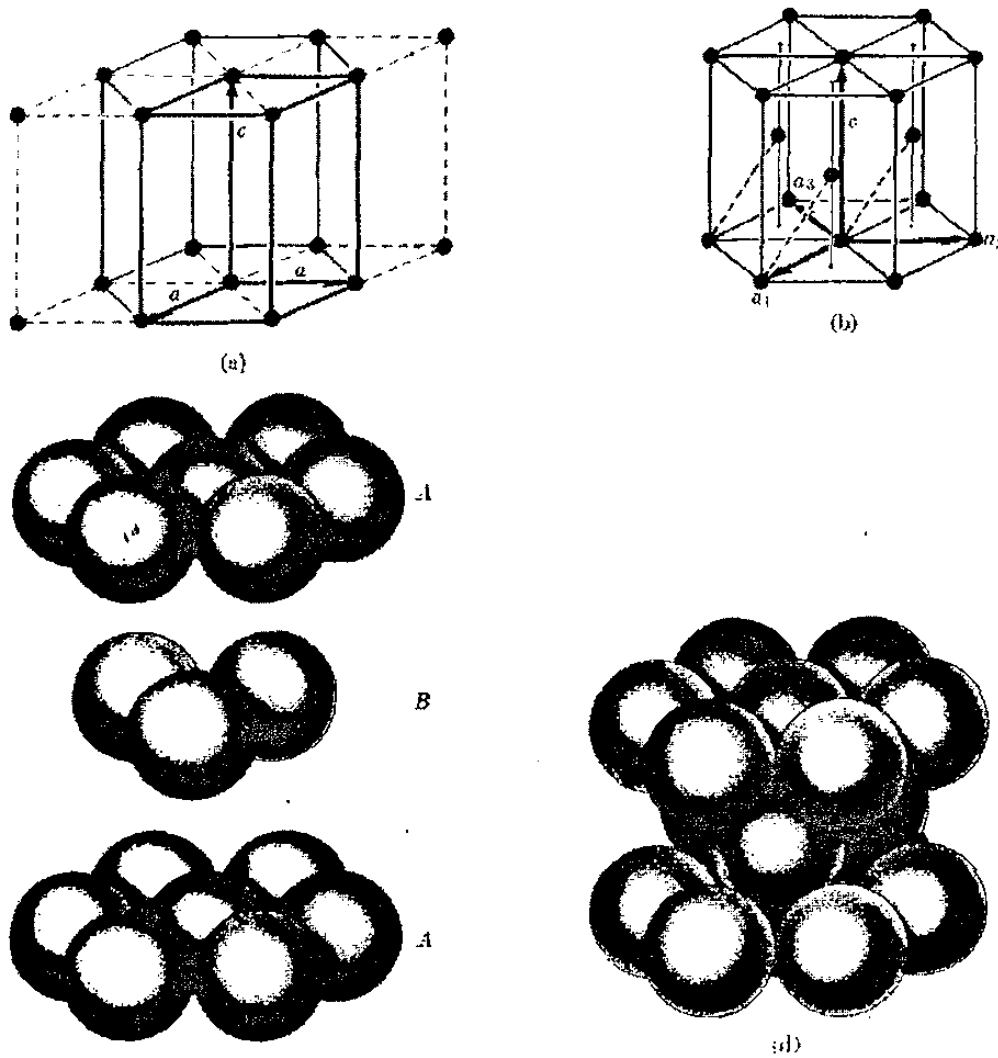


Fig. 5.1.4 Aspectos importantes de la estructura cristalina hexagonal compacta. (a) Red espacial hexagonal. (b) Estructuras cristalinas hexagonales compactas. (c)Esquema de la posición relativa de las capas de esferas en el apilamiento hexagonal compacto. (d) Estructura cristalina hexagonal compacta,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

TABLA I

CLASIFICACIÓN DE LAS REDES ESPACIALES POR SISTEMAS CRISTALINOS

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

5-2 MECANISMOS DE DIFUSIÓN

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

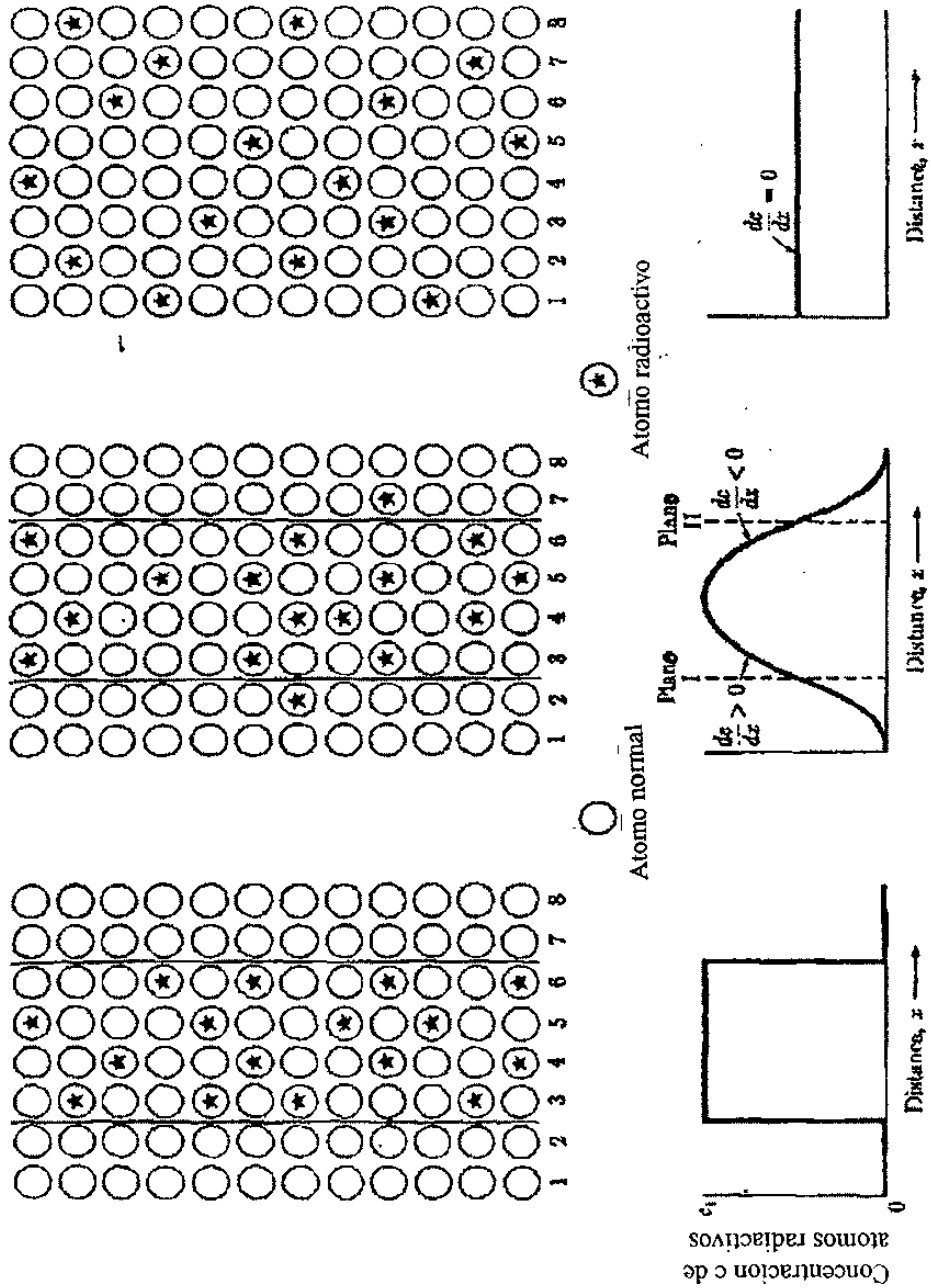


Figura 5.2.1. Proceso de autodifusión en los metales: Distribuciones atómicas (arriba) y las correspondientes curvas de concentración (abajo) para tres etapas del proceso de difusión. (a) Estado antes de la difusión. (b) Estado después de una difusión breve (un salto por átomo). (c) Estado uniforme producido por difusión prolongada.

La figura 5.2.1 es una ilustración esquemática de la autodifusión entre una zona central, que contiene una concentración uniforme c1 de átomos radiactivos, y dos zonas adyacentes, que contenían inicialmente sólo átomos normales. Se sabe que el comportamiento en la difusión de átomos normales y radiactivos es esencialmente el mismo.

Por el mecanismo que se discute más adelante, cada átomo

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

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

$$dm = -D\frac{dc}{dx}Adt, \qquad (5\text{-}1)$$

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

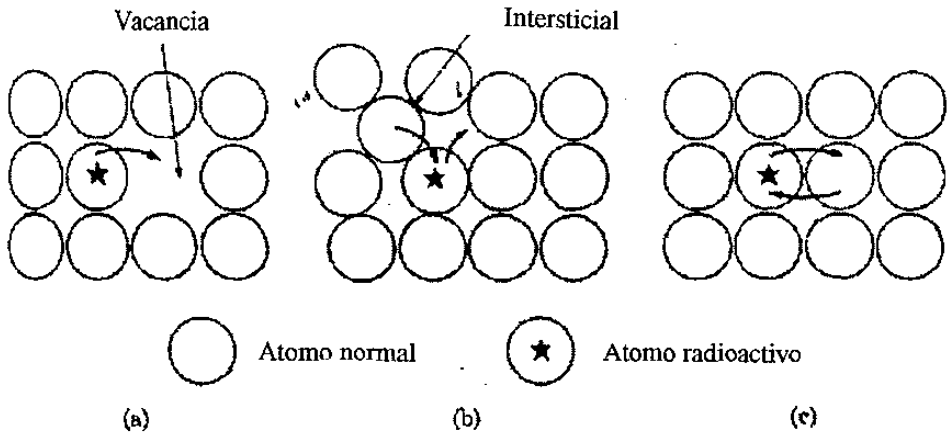


FIG. 5.2.2. Mecanismos posibles para la autodifusión en los metales. (a) Mecanismo de vacancias. (b) Mecanismo de átomos intersticiales. (c) Mecanismo de intercambio de átomos en la red, aumentando la amplitud de las vibraciones con la temperatura.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

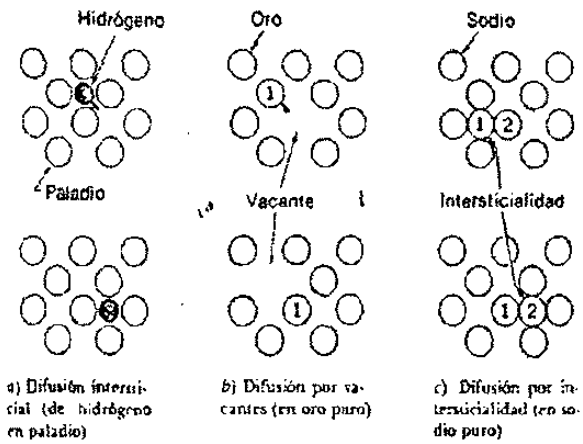
Aun cuando las velocidades especificas de la difusión superficial y en los límites de grano son mucho mayores que las de la difusión de volumen, su contribución real al proceso de difusión total es normalmente escasa, a causa del pequeño número de átomos existentes en las zonas donde se producen.

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

5.3 LEYES DE DIFUSIÓN

Primera ley de Fick

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



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

Figura 5.3.1 Mecanismos de difusión

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

$$\overline{R_n^2} = n\overline{r^2} \qquad (5.3.1)$$

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

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

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

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

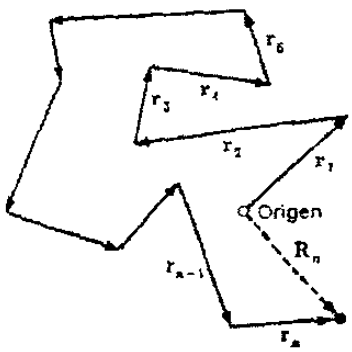


Figura 5.3.2 Ilustración esquemática de n saltos al azar de una partícula difusiva típica, en el tiempo t. Rn es el desplazamiento neto desde el origen.

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

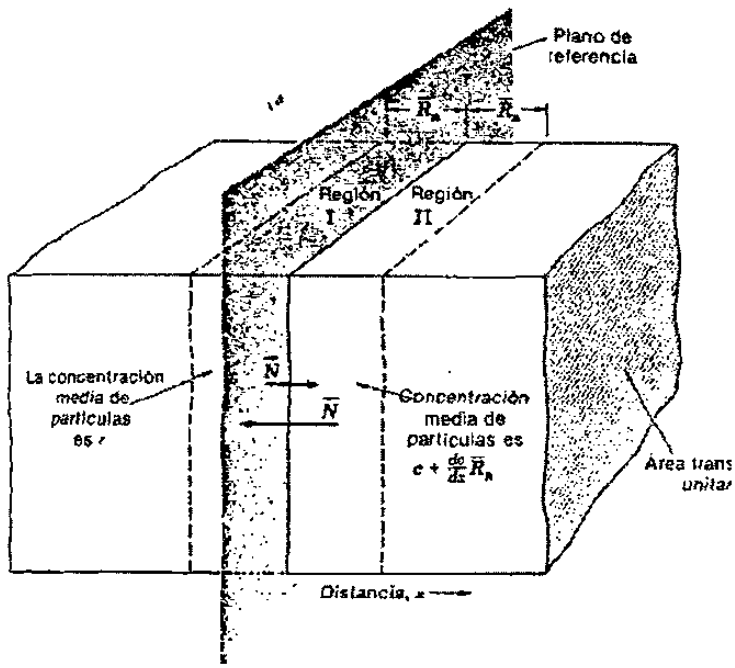


Figura 5.3.3 Ilustración esquemática de los números de partículas que cruzan el plano de referencia en direcciones opuestas cuando dc/dx es el gradiente de concentración en el medio de difusión.

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

$$\overline{N} = \frac{1}{6}\overline{R}_n c \qquad (5.3.2)$$

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

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

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

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

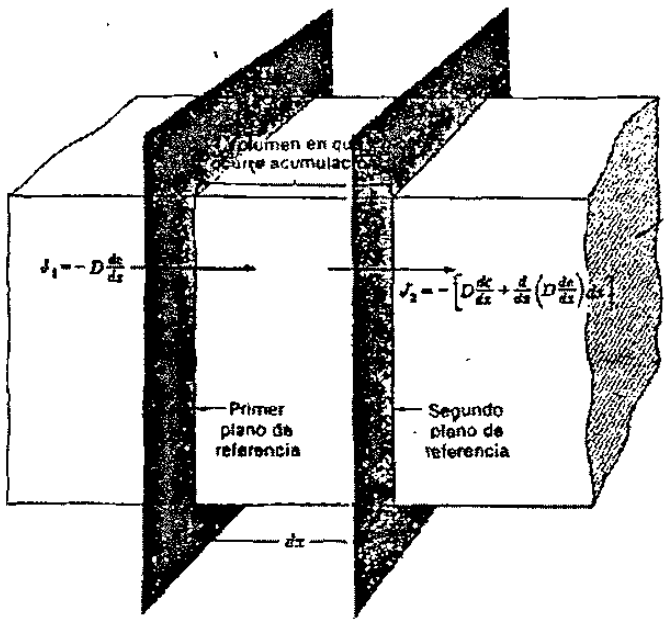
donde ↓ es la frecuencia de saltos n/t. Por comodidad del cálculo la letra D sustituirá a la cantidad

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

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

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

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



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

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

Segunda ley de Fick

En la mayoría de los procesos de difusión , la concentración de la especie que se difunde cambia en el tiempo. El cálculo respectivo requiere un razonamiento basado en la segunda ley de Fick. Considérese un elemento de volumen (dx) (1 m²), definido por dos planos de referencia en la forma mostrada en figura 5.3.4. El gradiente de concentración dc/dx que origina la densidad de flujo de difusión J1 a través del primer plano de referencia causa también, a través del segundo plano, la densidad del flujo J2, cuyo valor es

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

La cantidad dJ1/ dx es la intensidad de cambio de la densidad de flujo con la distancia (análoga a dc/dx, cambio de concentración con la distancia). Puesto que J = -D dc/dx, ecuación (5.3.6), dJ1/dx puede también escribirse en la forma -d(D dc/dx)dx. La cantidad de material, dm , que se acumula en el elemento de volumen por segundo es la diferencia

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

Siendo dm/(dx * 1 m² * 1 s) la rapidez dc/dt con que la concentración en el elemento de volumen cambia en el tiempo, la ecuación (5.3.8) da la segunda ley de Fick

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}(D\frac{\partial c}{\partial x}) \qquad (5.3.9)$$

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

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

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

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

Cementación del acero.

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

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

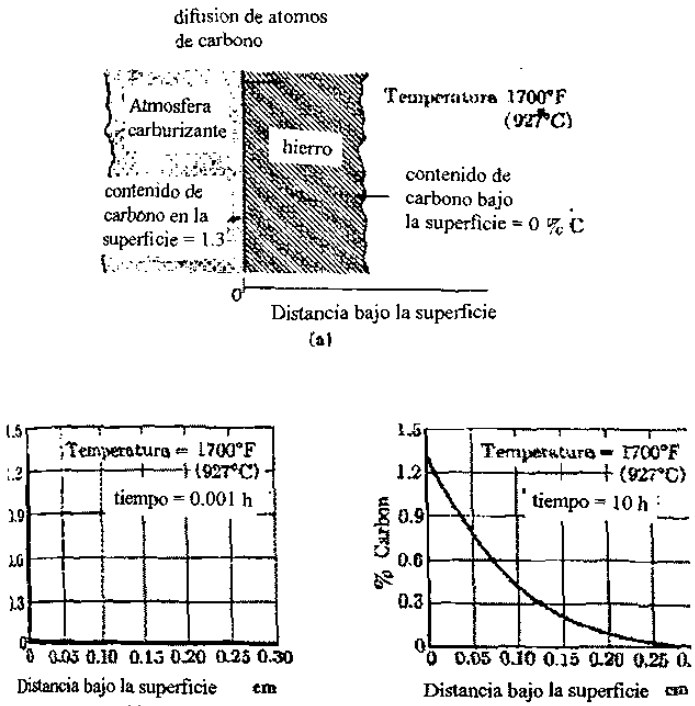


FIG. 5-3.5. Difusión del carbono en el hierro durante la cementación. (a) Representación esquemática del proceso utilizando para cementar una plancha de hierro. (b) Curva de penetración del carbono poco después de comenzar el proceso, y (c) después de 10 horas.

El contenido inicial de carbono de la plancha de hierro es cero a cualquier distancia de la superficie, pero conforme entran en solución los átomos de carbono en la superficie, del hierro, se hallan libres para empezar a difundir hacia el interior de la plancha. La concentración máxima, c1, de átomos de carbono en solución en el hierro, a 927°C (1700°F), se puede obtener del diagrama hierro-carbono y es, aproximadamente, de 1,3%. La atmósfera cementante puede formar esta concentración de carbono en la superficie, casi instantáneamente, de modo que la curva de penetración del carbono es, apenas comenzaba la cementación, de la forma que se muestra en la figura 5.3.5-(b)

Tabla I
PARA UN INTERVALO DE VALORES DE Y

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

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

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

donde C es la concentración de carbono a una profundidad de x centímetros después de una difusión de t segundos, C1 es la concentración superficial y C0 la concentración inicial de carbono en la plancha de acero (en este ejemplo C0 = 0); erf (x/2 $\sqrt{Dt}$) = erf (y) es una función de la variable y = x/2 $\sqrt{Dt}$, cuyos valores se encuentran en tablas matemáticas como los logaritmos o las funciones trigonométricas. En la Tabla I se dan algunos valores de erf (y). El valor del coeficiente de difusión D para la difusión del carbono, en solución diluida en el hierro a 927°C es aproximadamente 1,5 * 10^{-7} cm^2/seg

Cuando Co = 0, la ecuación (5.3.12) re reduce a

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

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

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

Distancia x bajo la superficie, cm	y = x/2 $\sqrt{Dt}$ = 6,8x	erf (y)	1 - erf (y)	Concentración de carbono C = 1,3 [1 - erf (y)]
0,00	0,000	0,000	1000	1,30
0,04	0,272	0,300	0,700	0,91
0,08	0,544	0,558	0,442	0,57
0,12	0,816	0,752	0,248	0,32
0,16	1,088	0,876	0,124	0,16
0,20	1,360	0,946	0,054	0,07
0,24	1,632	0,979	0,021	0,03
0,28	1,904	0,993	0,007	0,01
0,32	2,176	0,998	0,002	0,00

entonces, 10 * 10 * 60 = 3,6 * 10^4 seg, y la cantidad y = x/2 $\sqrt{Dt}$ tendrá el valor

$$y = \frac{x}{2\sqrt{1.5 * 3.6 * 10^{-3}}} = 6.8x. \qquad (5.3.14)$$

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

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

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

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

Distancia bajo la superficie en cm

mínima de carbono a una profundidad dada.

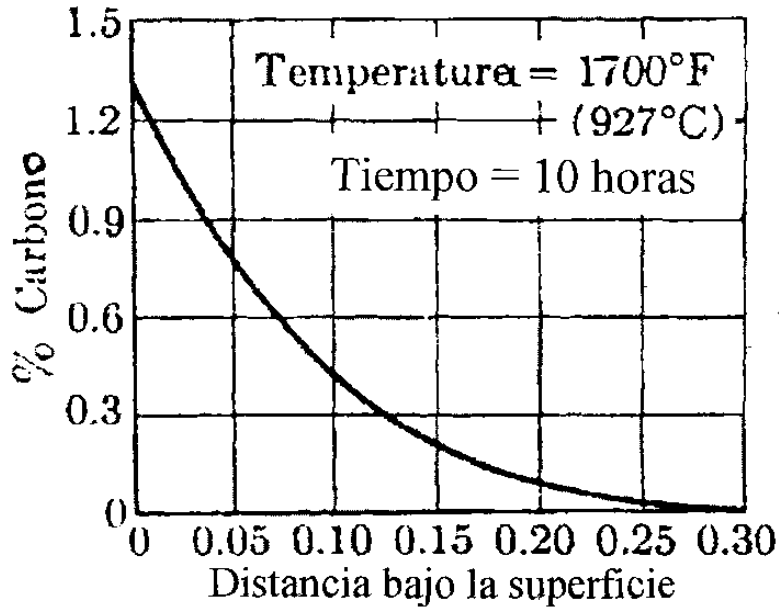


Figura 5.3.4 Penetracion del carbono durante la carburizacion

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

Variables que influyen en la difusión.

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

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

TABLA II

VALORES APROXIMADOS DE A Y Q PARA VARIOS SISTEMAS DE DIFUSIÓN

Metal difundido	Metal matriz	Do, cm^2/seg	Q, calorías por mol - gramo
Carbono	Hierro ϒ	0,21	33.800
Carbono	Hierro α	0,0079	18.100
Hierro	Hierro α	5,8	59.700
Hierro	Hierro ϒ	0,58	67.900
Níquel	Hierro ϒ	0,5	66,000
Manganeso	Hierro ϒ	0,35	67.500
Cobre	Aluminio	2,0	33.900
Cinc	Cobre	0,033	38.000
Plata	Plata (difusión en volumen)	0,072	45.000
Plata	(difusión en límite de grano)	0,14	21.500

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

$$D=D_0e^{-Q/RT} \qquad (5.3.15)$$

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

Concentración.

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

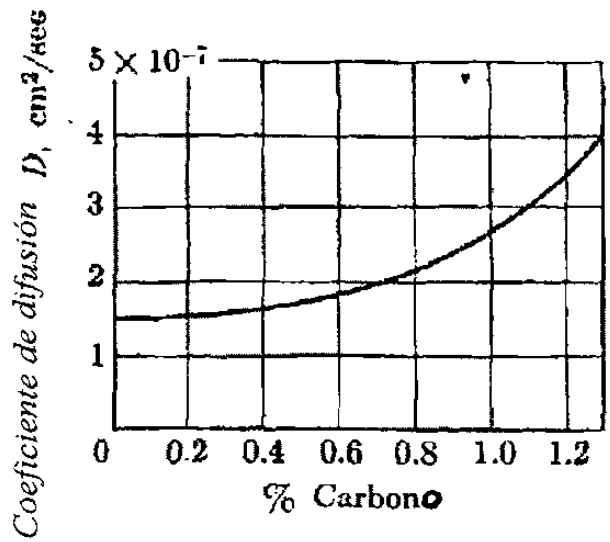


FIG. 5.3.6 Variación con la concentración, del coeficiente de difusión del carbono en el hierro a 927° C (1700°F)

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

Estructura cristalina.

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

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

Impurezas.

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

Tamaño de grano.

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

Capitulo VI

Análisis de transformación del acero en estado sólido

6.1 Introducción

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

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

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

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

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

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

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

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

Templabilidad y diámetro ideal

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

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

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

Criterios de templabilidad

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

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

b) Tamaño de grano.- El control en el tamaño de grano trae como consecuencia unas características físicas de dureza y resistencia de grado máximo, el rango del tamaño del grano optimo coexiste entre 5 y 8 de la norma ASTM.

c) Tipo de refrigerante.- El grado de severidad del refrigerante (H) es primordial en la eliminación de calor acumulado en la pieza este valor de H depende de la velocidad de agitación de la pieza en el medio y del tipo de refrigerante tabla 6.2

d) Tamaño de la pieza.- Esta establecido que a mayor masa de acero mayor será la cantidad de calor acumulado en este por lo que su velocidad critica de enfriamiento se vera disminuida por este factor, reduciendo la templabilidad.

Tabla 6.1 Productos de transformación

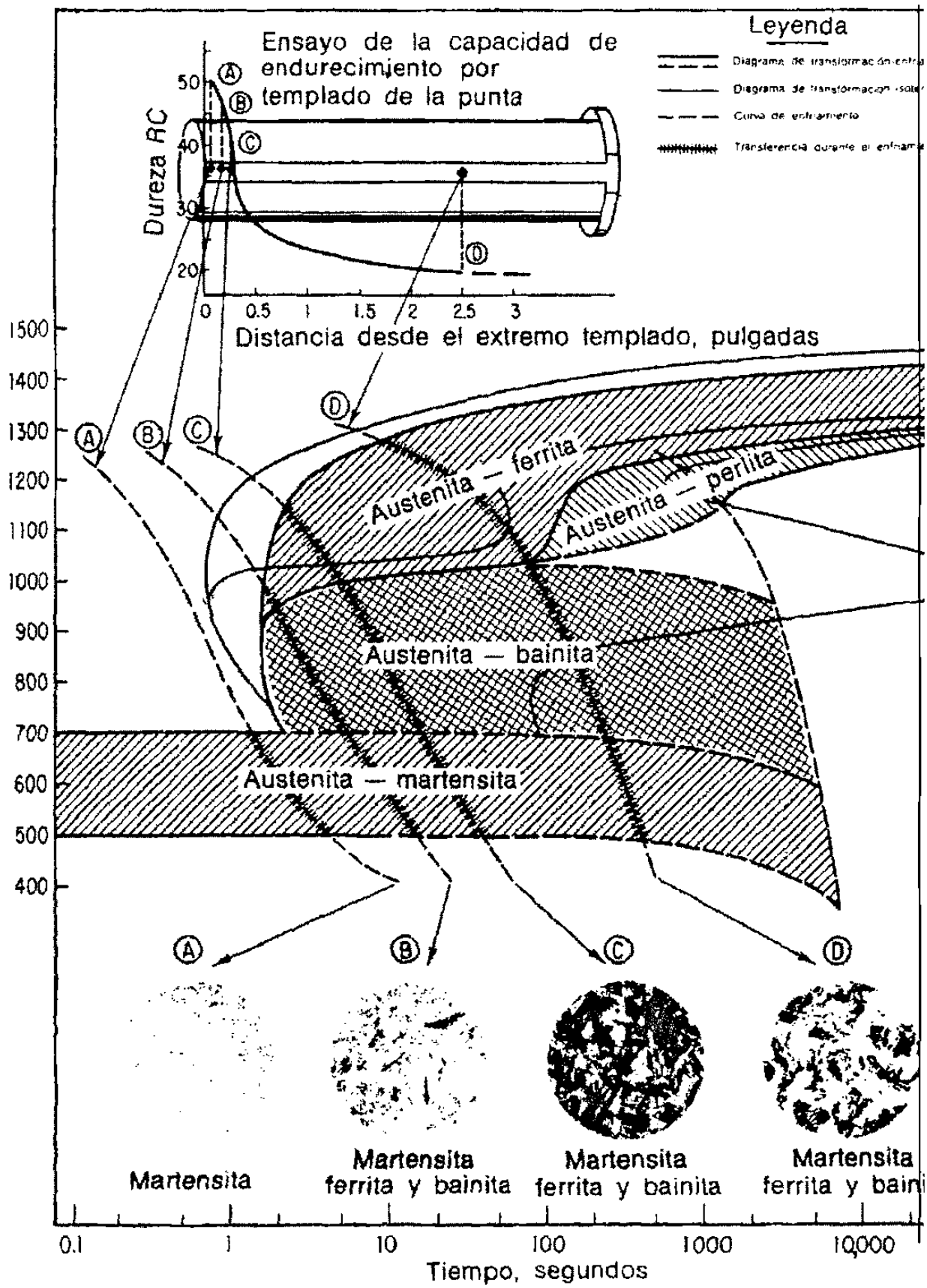
Acero	Ferrita	Perlita	Bainita	Martensita
3140	1180 F	1100 F	970 F	625 F
4024	1400	1200	1060	—
4047	1240	1100	1100	625
4140	1290	—	980	670
43BV14	1280	—	890	—
4340	890	—	—	560
4340+Si	840	—	740	545
4640	1110	970	900	570
4815	1240	—	1000	—
5140	1250	1170	940	635
5160	1170	1100	970	535
52100	1250	1250	—	470
8620	1380	—	930	—
8640	1220	—	1060	675
86B40	1070	—	880	610
9260	1310	1190	1110	480
9840	950	—	870	610
MoB	1370	—	1190	—
S5	1480	760	1110	515
O1	1330	1130	1090	530

Tabla 6.2 H o valores de severidad de valores de temple para varias condiciones de templado

VALOR H	CONDICIÓN DE TEMPLADO	
0.20	Pobre temple en aceite	-sin agitación
0.35	Buen temple en aceite	-agitación moderada
0.50	Muy buen temple en aceite	-buena agitación
0.70	Fuerte temple en aceite	-agitación violenta
1.0	Pobre temple en agua	-sin agitación
1.5	Muy buen temple en agua	-agitación fuerte
2.0	Temple en salmuera	-sin agitación
5.0	Temple en salmuera	-agitación violenta
∞	Temple ideal	

6.2 Ensayo Jominy

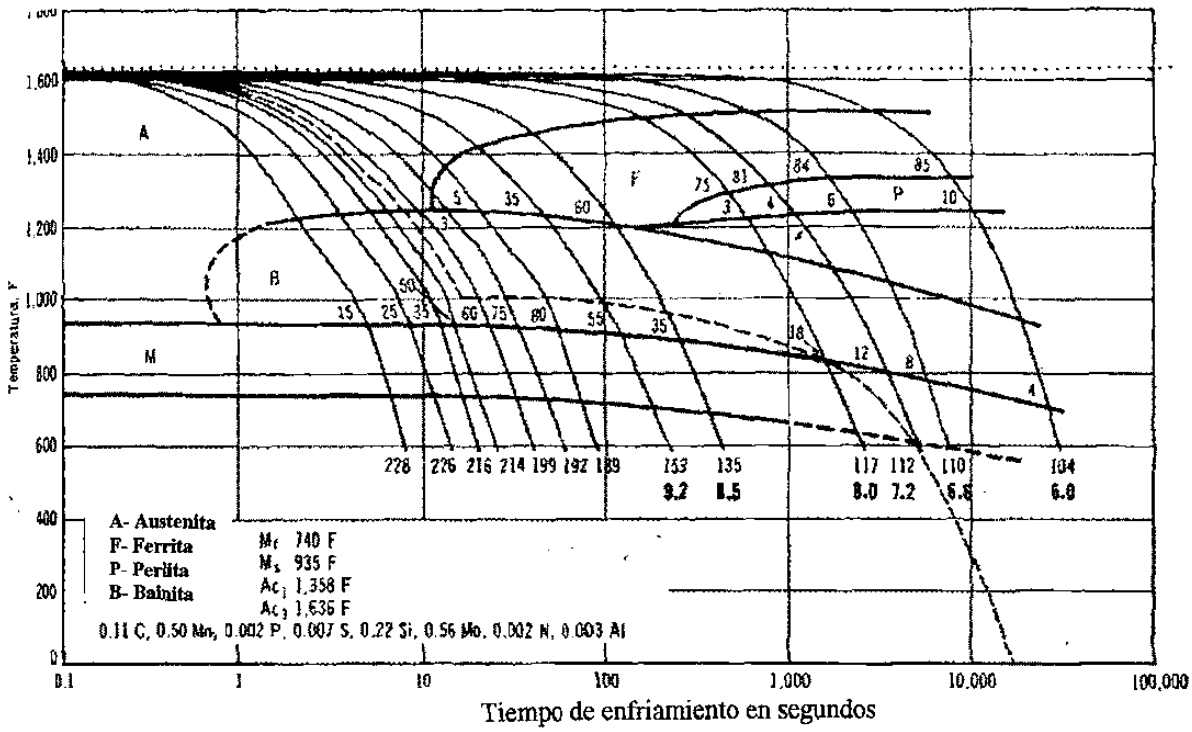
Correlación entre el diagrama de enfriamiento continuo y T-I con los datos del ensayo de capacidad de endurecimiento por templado de la punta para un acero del tipo 8630



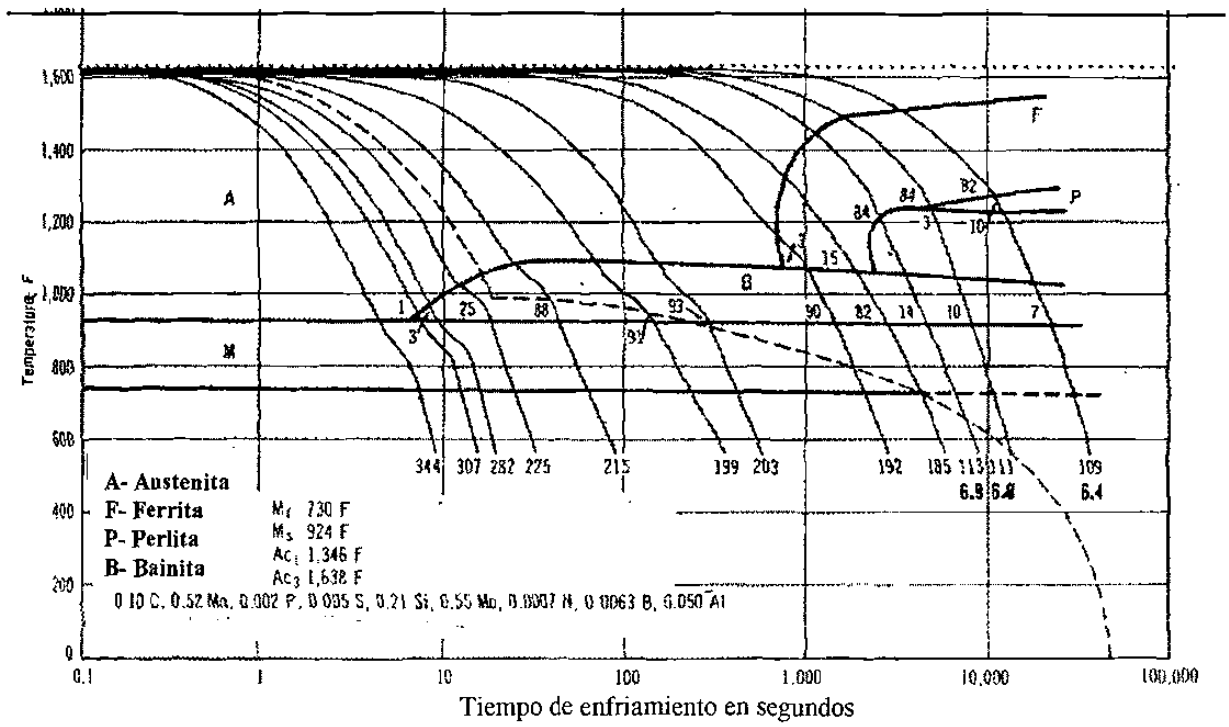
Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

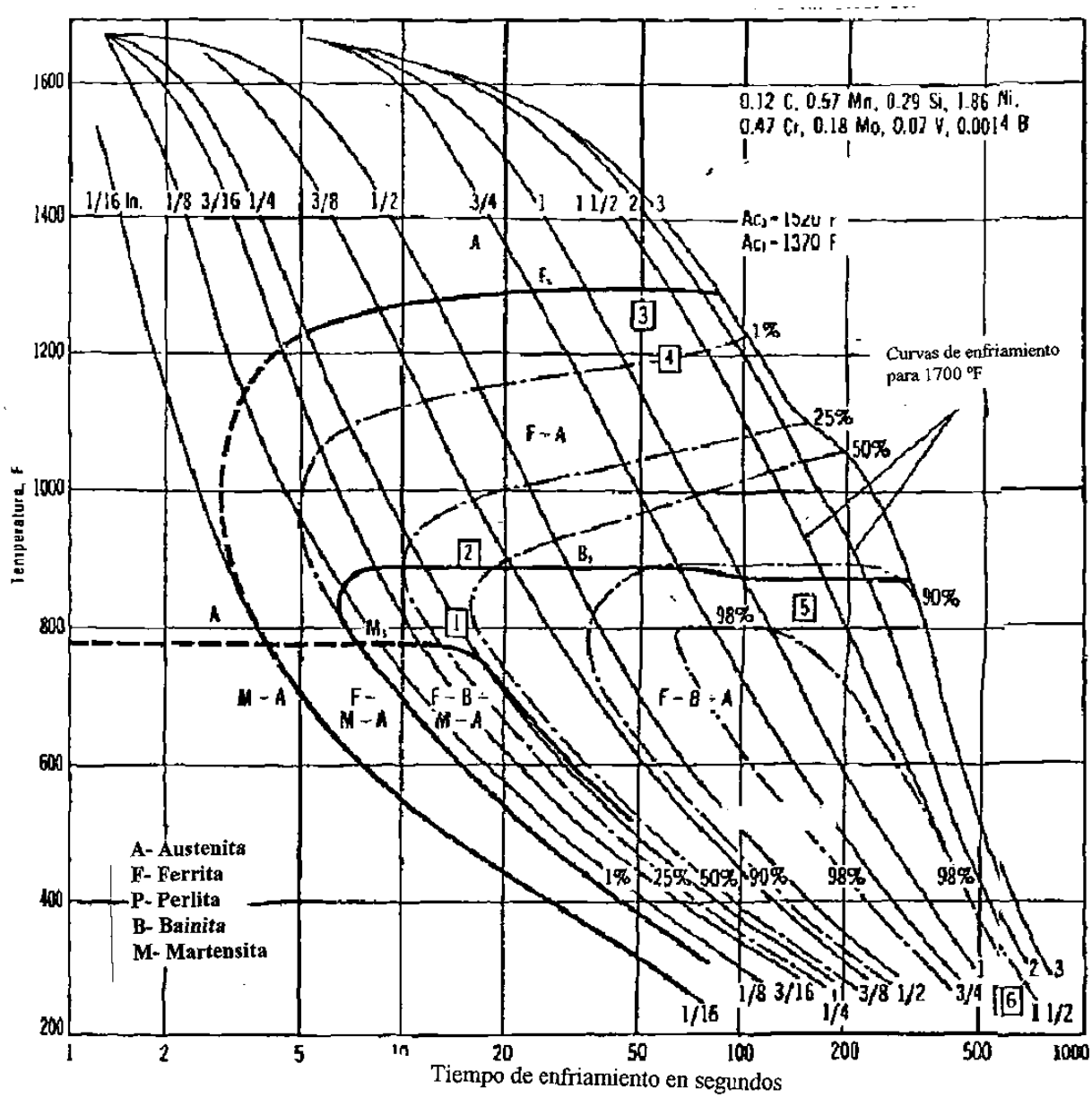
6.3 Curvas TTT en aceros de bajo carbono

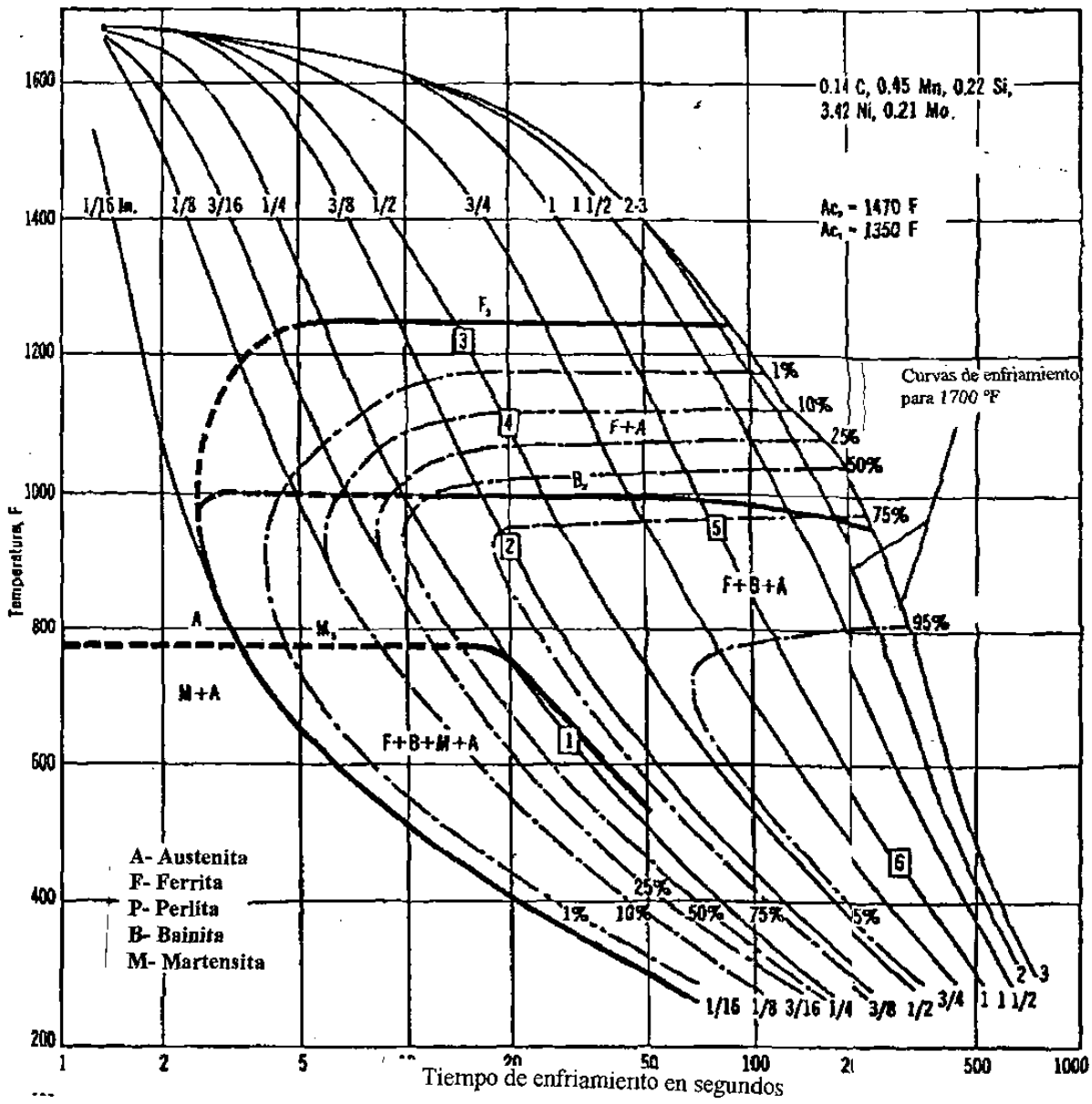
Acero AISI 1010

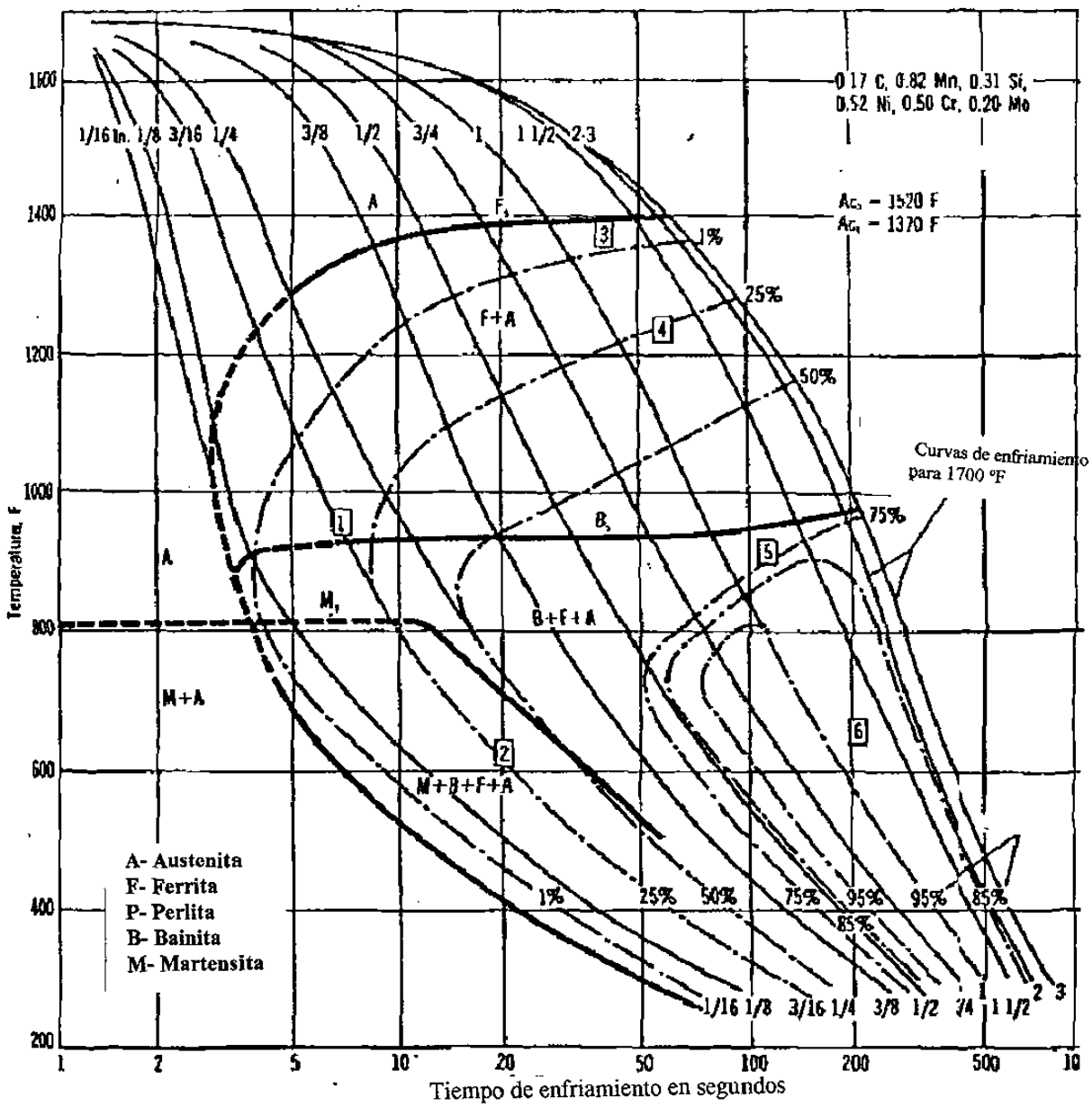


Acero AISI 1010 Mo

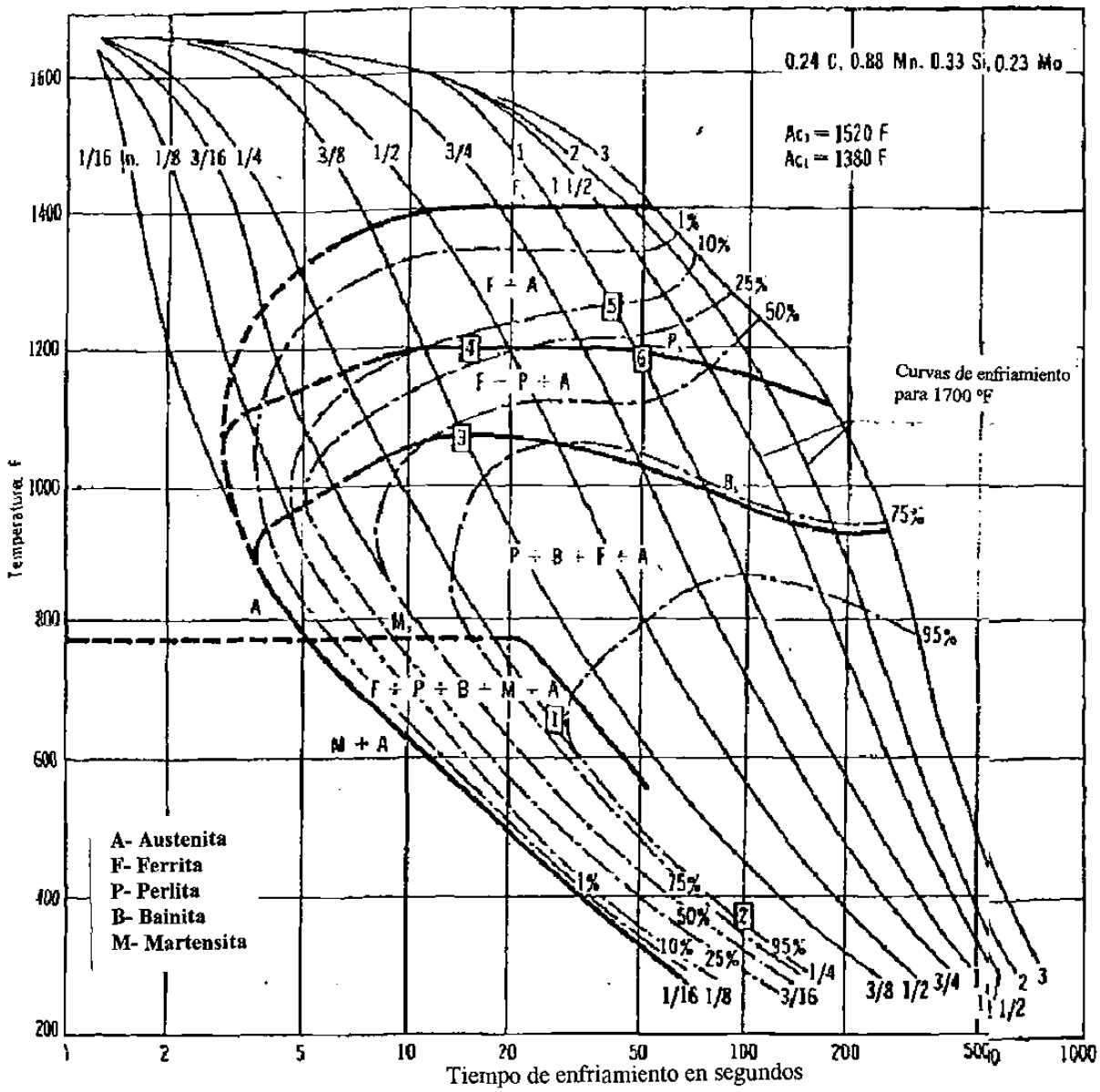


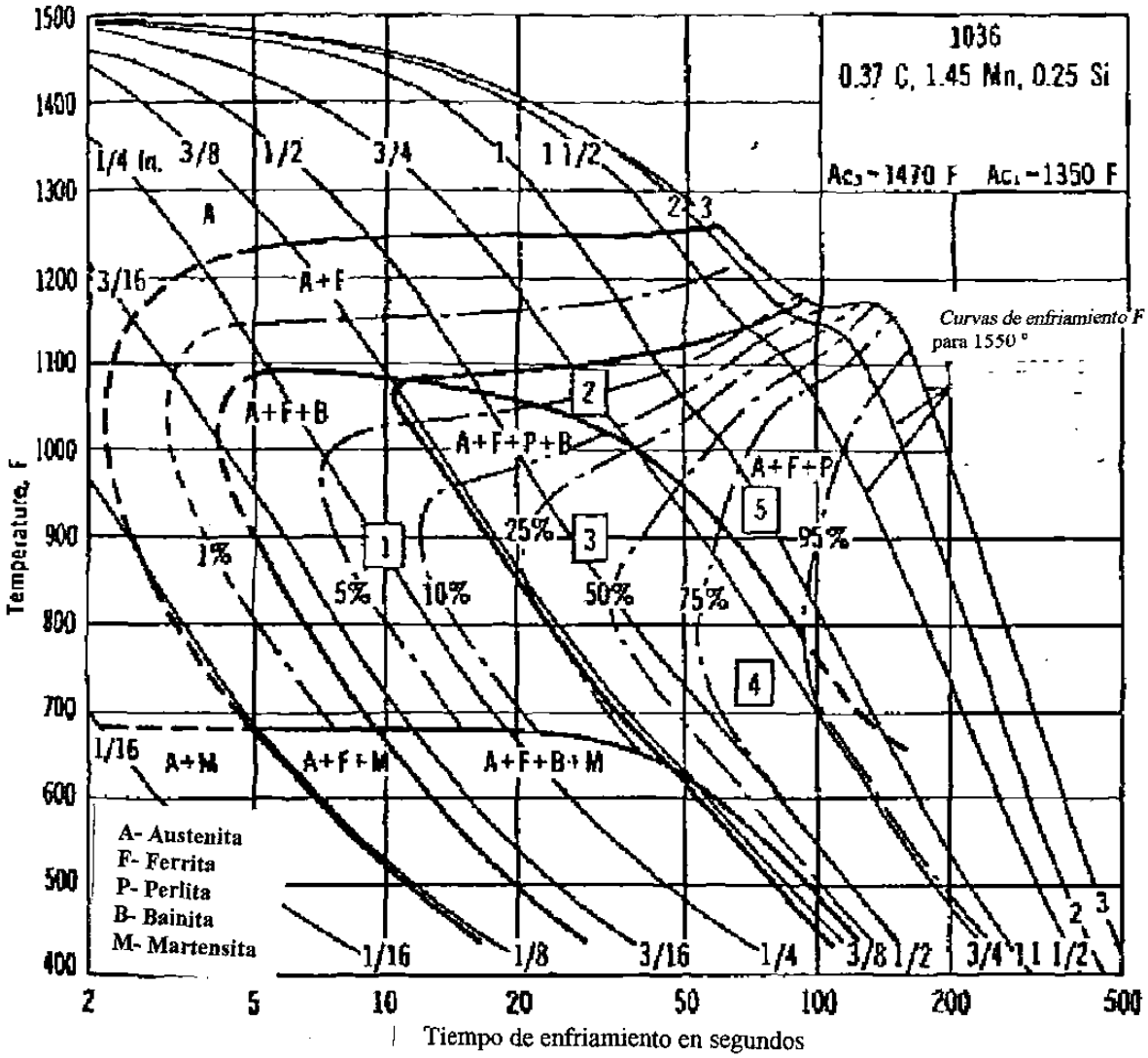

0.12 C, 0.57 Mn, 0.29 Si, 1.86 Ni,
0.47 Cr, 0.18 Mo, 0.07 V, 0.0014 B
Ac3 = 1520 F
Ac1 = 1370 F
Curvas de enfriamiento para 1700 °F
1/16 In. 1/8 3/16 1/4 3/8 1/2 3/4 1 1 1/2 2 3
A
F-A
M-A
F-M-A
F-B-M-A
F-B-A
1%
25%
50%
90%
98%
A- Austenita
F- Ferrita
P- Perlita
B- Bainita
M- Martensita
Temperatura, F
Tiempo de enfriamiento en segundos

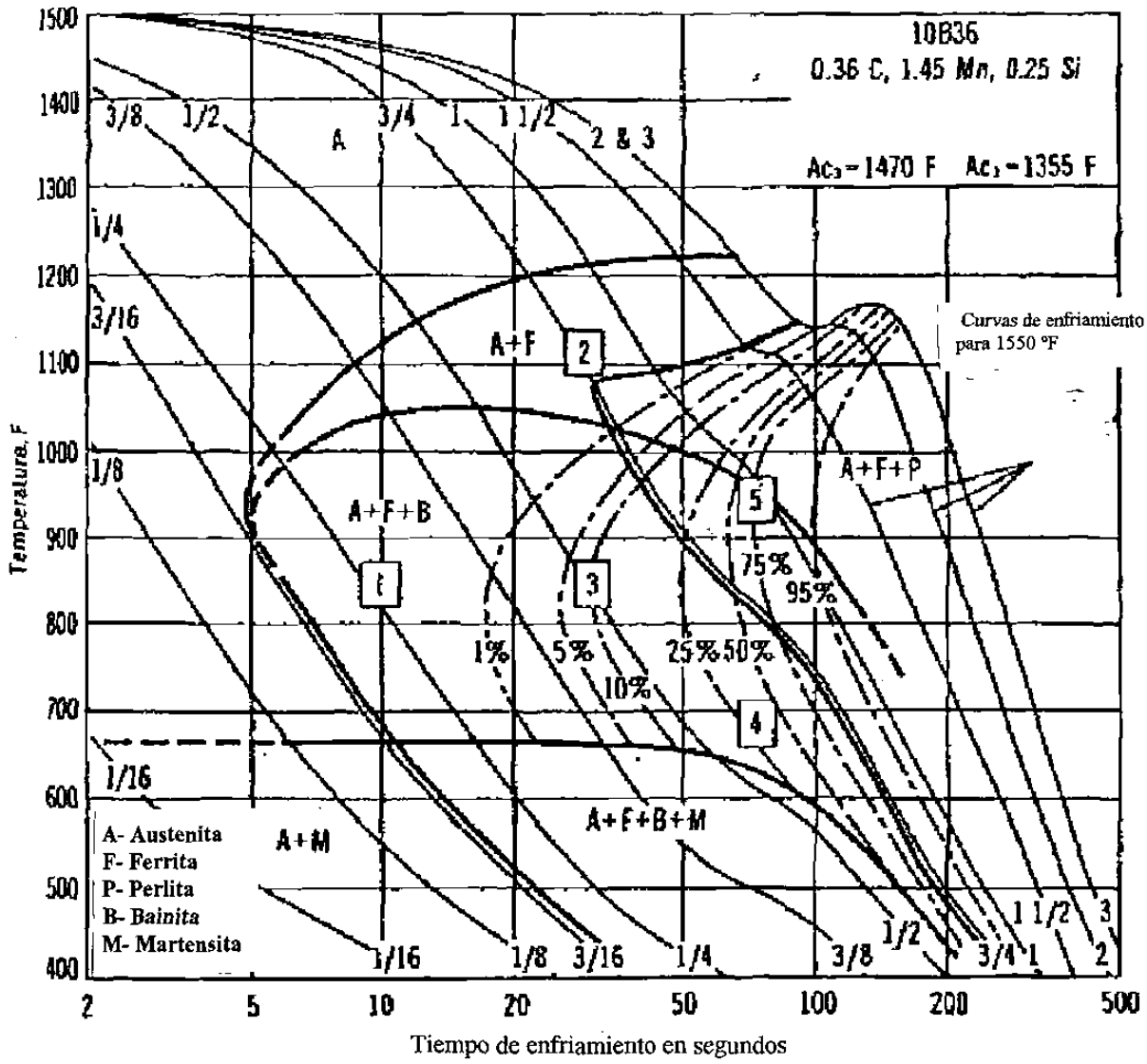

0.14 C, 0.45 Mn, 0.22 Si,
3.42 Ni, 0.21 Mo.
Ac₃ = 1470 F
Ac₁ = 1350 F
1/16 in. 1/8 3/16 1/4 3/8 1/2 3/4 1 1 1/2 2-3
Curvas de enfriamiento para 1700 °F
F+A
F+B+A
F+B+M+A
M+A
A
Ms
Bs
1% 10% 25% 50% 75% 95%
A- Austenita
F- Ferrita
P- Perlita
B- Bainita
M- Martensita
Temperatura, F
Tiempo de enfriamiento en segundos

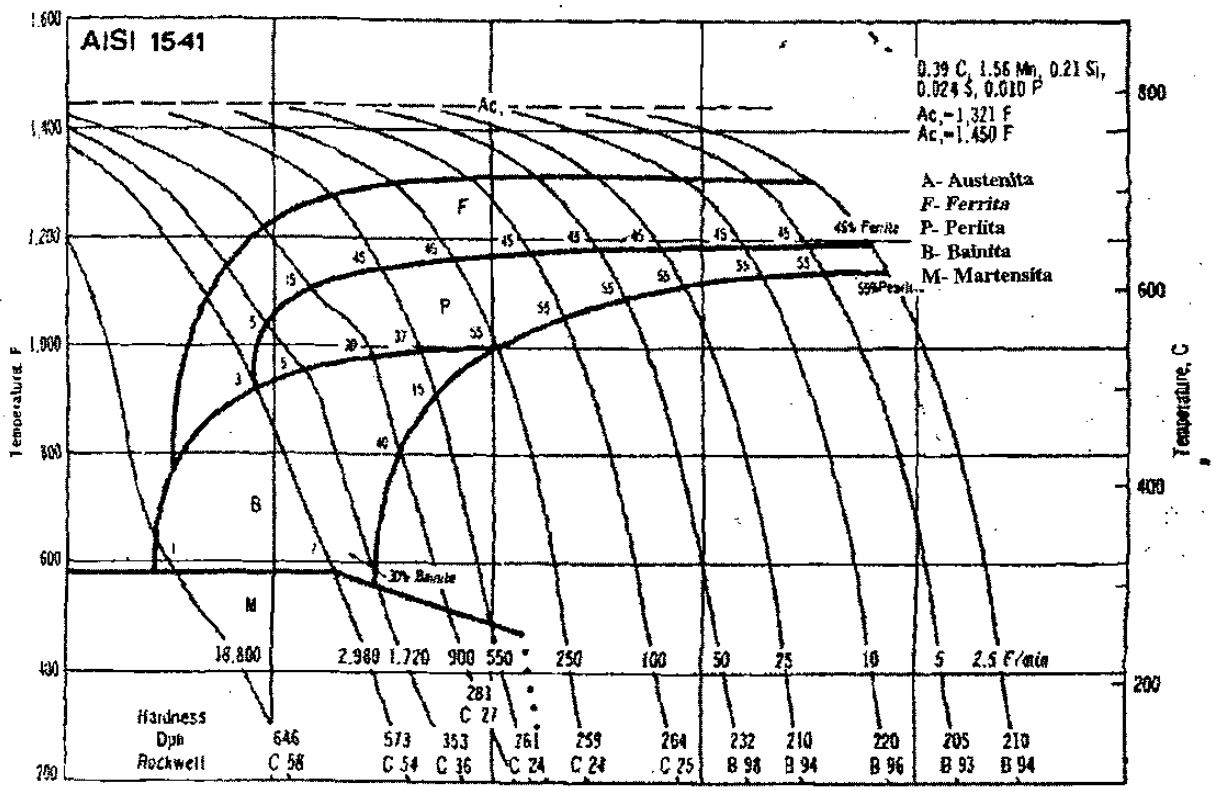

0.17 C, 0.82 Mn, 0.31 Si, 0.52 Ni, 0.50 Cr, 0.20 Mo
Ac3 = 1520 F
Ac1 = 1370 F
Curvas de enfriamiento para 1700 °F
1/16 in. 1/8 3/16 1/4 3/8 1/2 3/4 1 1 1/2 2 3
A
F+A
B+F+A
M+A
M+B+F+A
A- Austenita
F- Ferrita
P- Perlita
B- Bainita
M- Martensita
Temperatura, F
Tiempo de enfriamiento en segundos

6.4 Curvas TTT en aceros de medio carbono

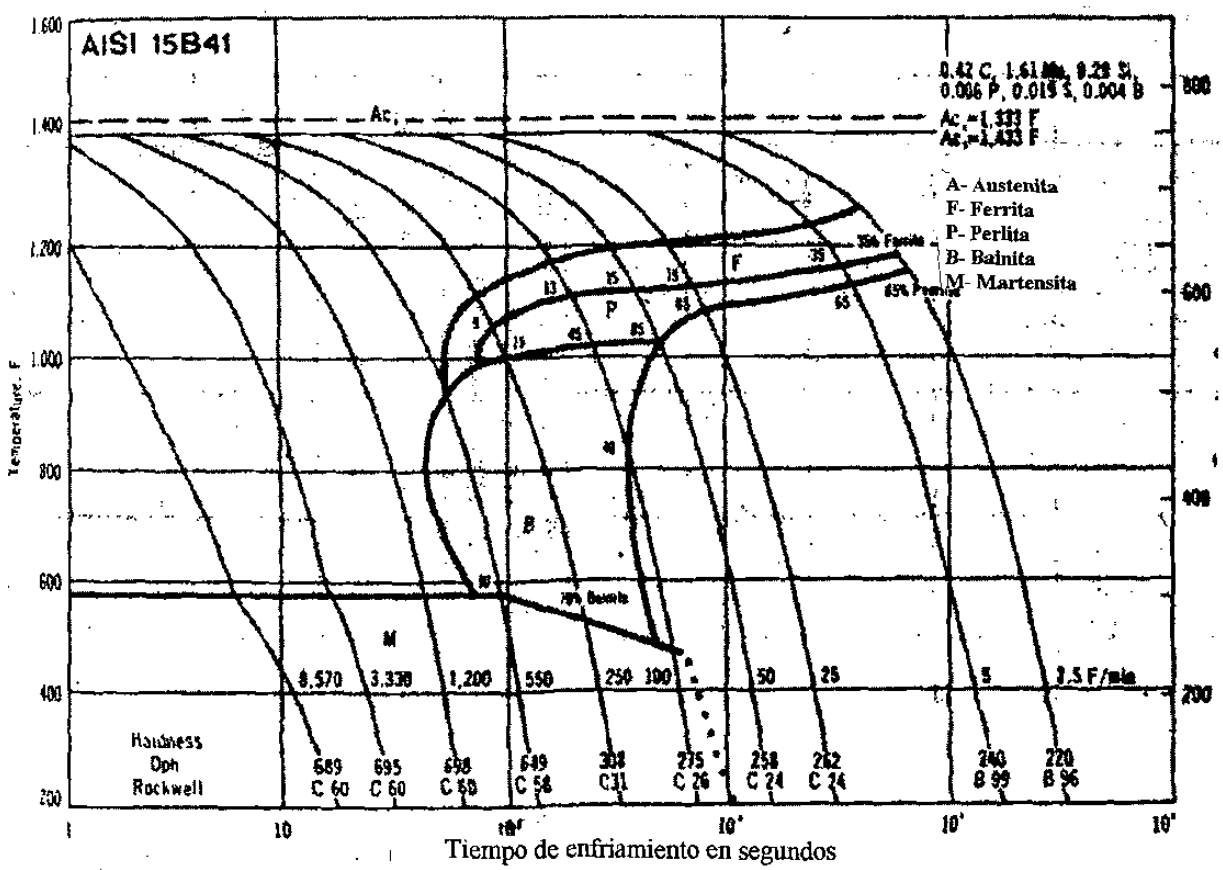


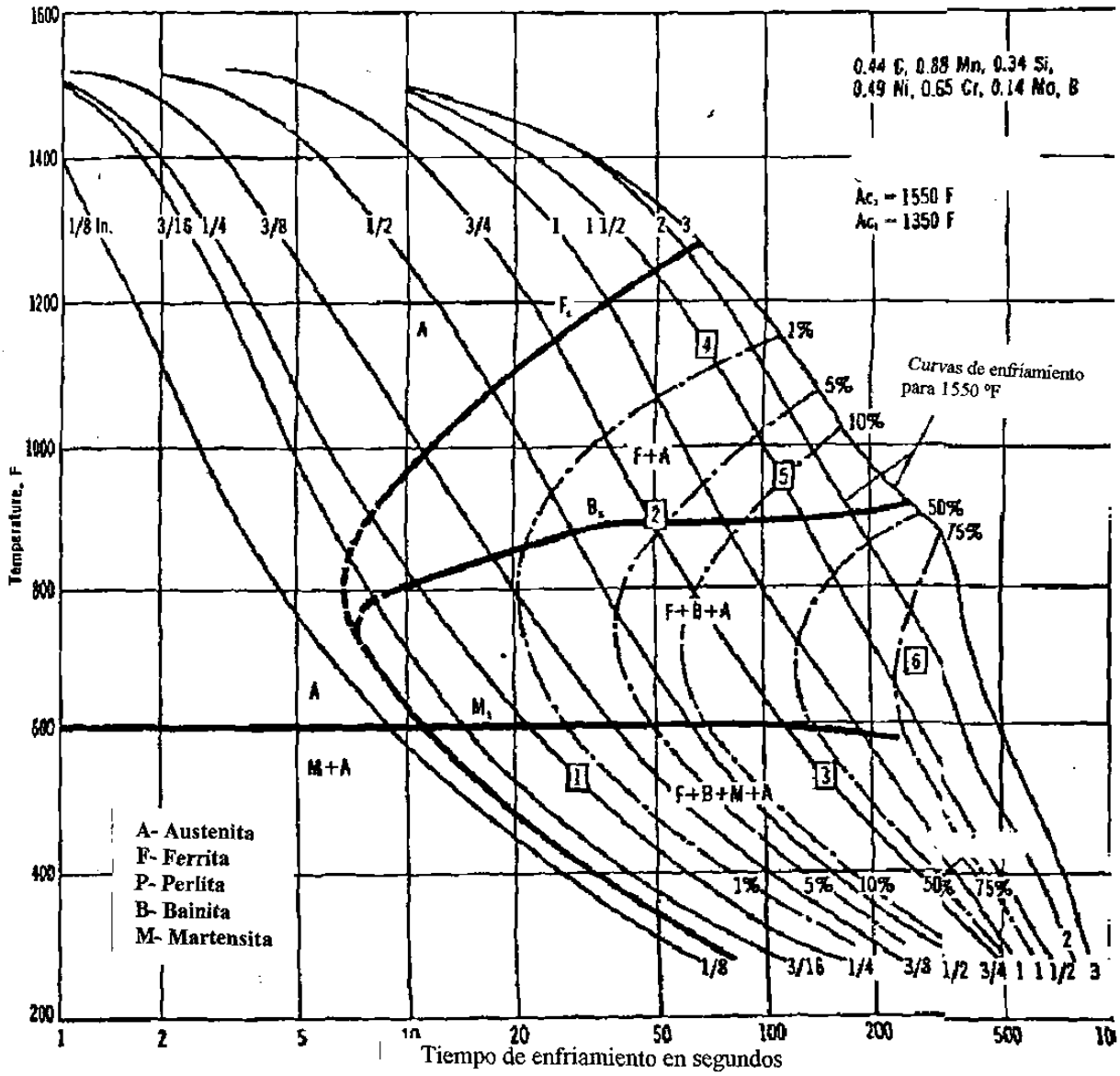

1036
0.37 C, 1.45 Mn, 0.25 Si
Ac3 ~ 1470 F Ac1 ~ 1350 F
Curvas de enfriamiento F para 1550 °
Temperatura, F
Tiempo de enfriamiento en segundos
A- Austenita
F- Ferrita
P- Perlita
B- Bainita
M- Martensita
A
A+F
A+F+B
A+F+P+B
A+F+P
A+M
A+F+M
A+F+B+M
1/4 in.
3/8
1/2
3/4
1
1 1/2
2
3
3/16
1/16
1%
5%
10%
25%
50%
75%
95%
1
2
3
4
5
1500
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
500
400
2
5
10
20
50
100
200
500

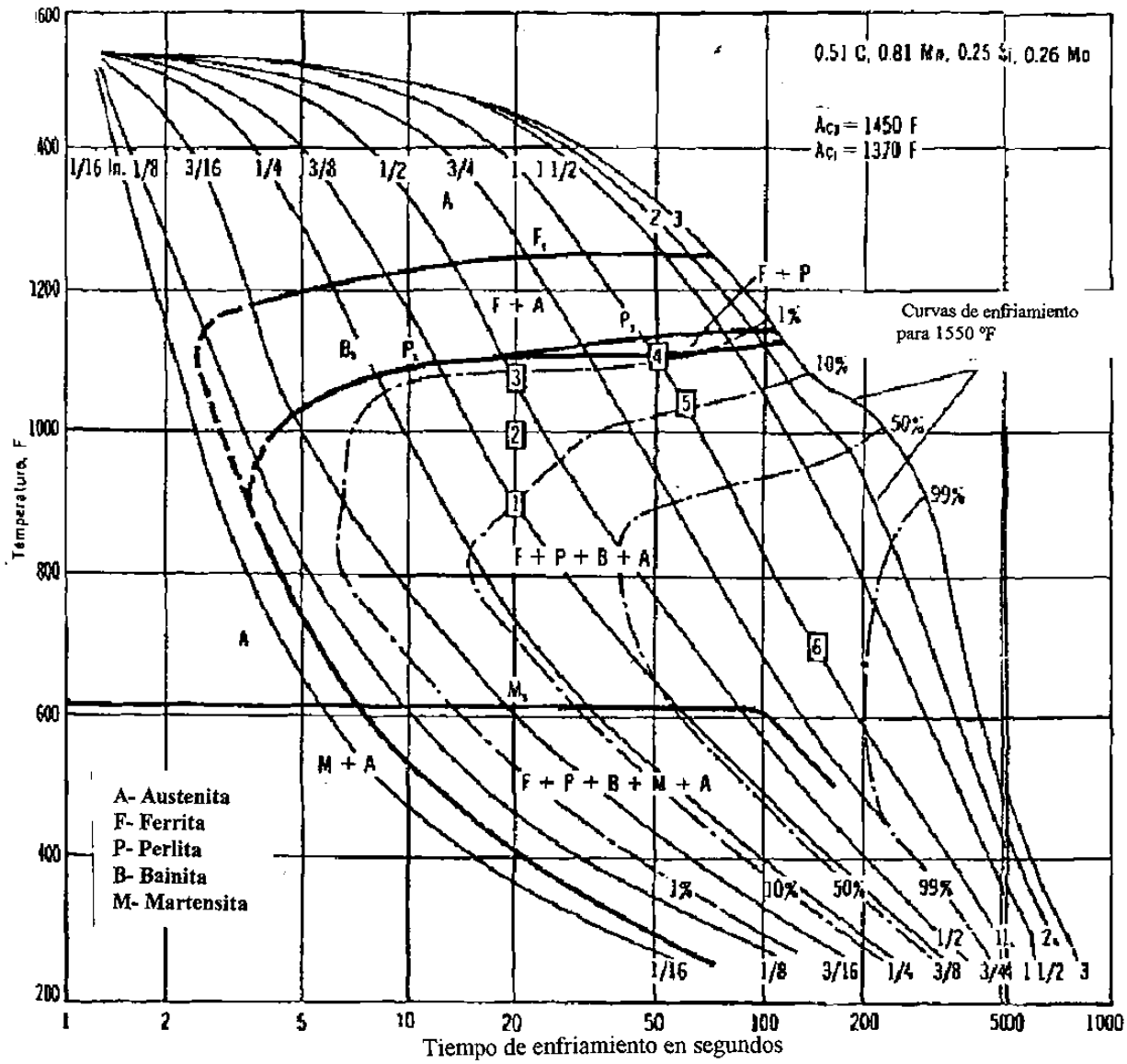

10B36
0.36 C, 1.45 Mn, 0.25 Si
Ac3 = 1470 F Ac1 = 1355 F
Curvas de enfriamiento para 1550 °F
A
A+F
A+F+B
A+F+P
A+F+B+M
A+M
1%
5%
10%
25%
50%
75%
95%
A- Austenita
F- Ferrita
P- Perlita
B- Bainita
M- Martensita
Temperatura, F
Tiempo de enfriamiento en segundos



Tiempo de enfriamiento en segundos

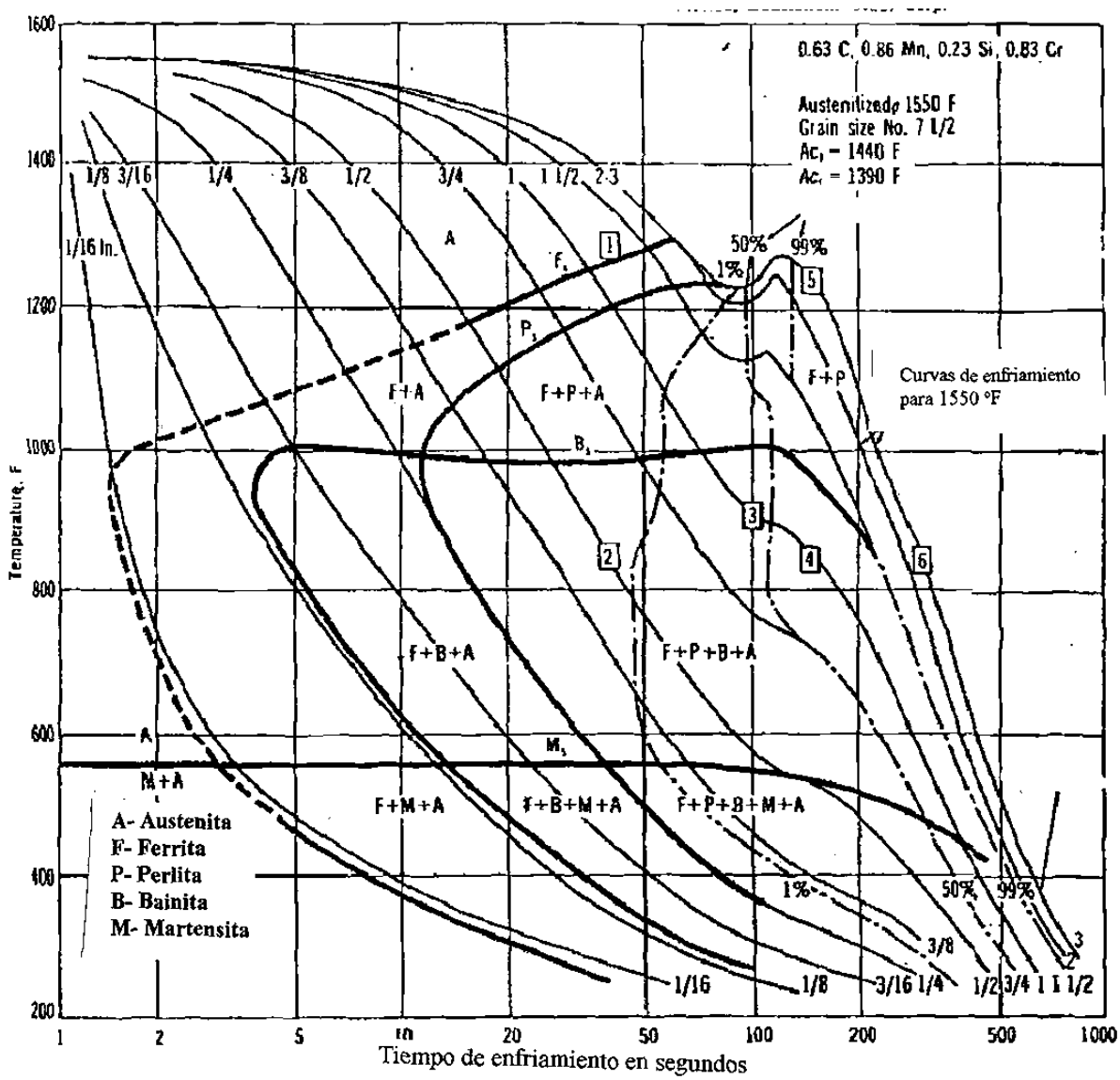

AISI 15B41
A- Austenita
F- Ferrita
P- Perlita
B- Bainita
M- Martensita
Temperature, F
Hardness
Dph
Rockwell
Tiempo de enfriamiento en segundos

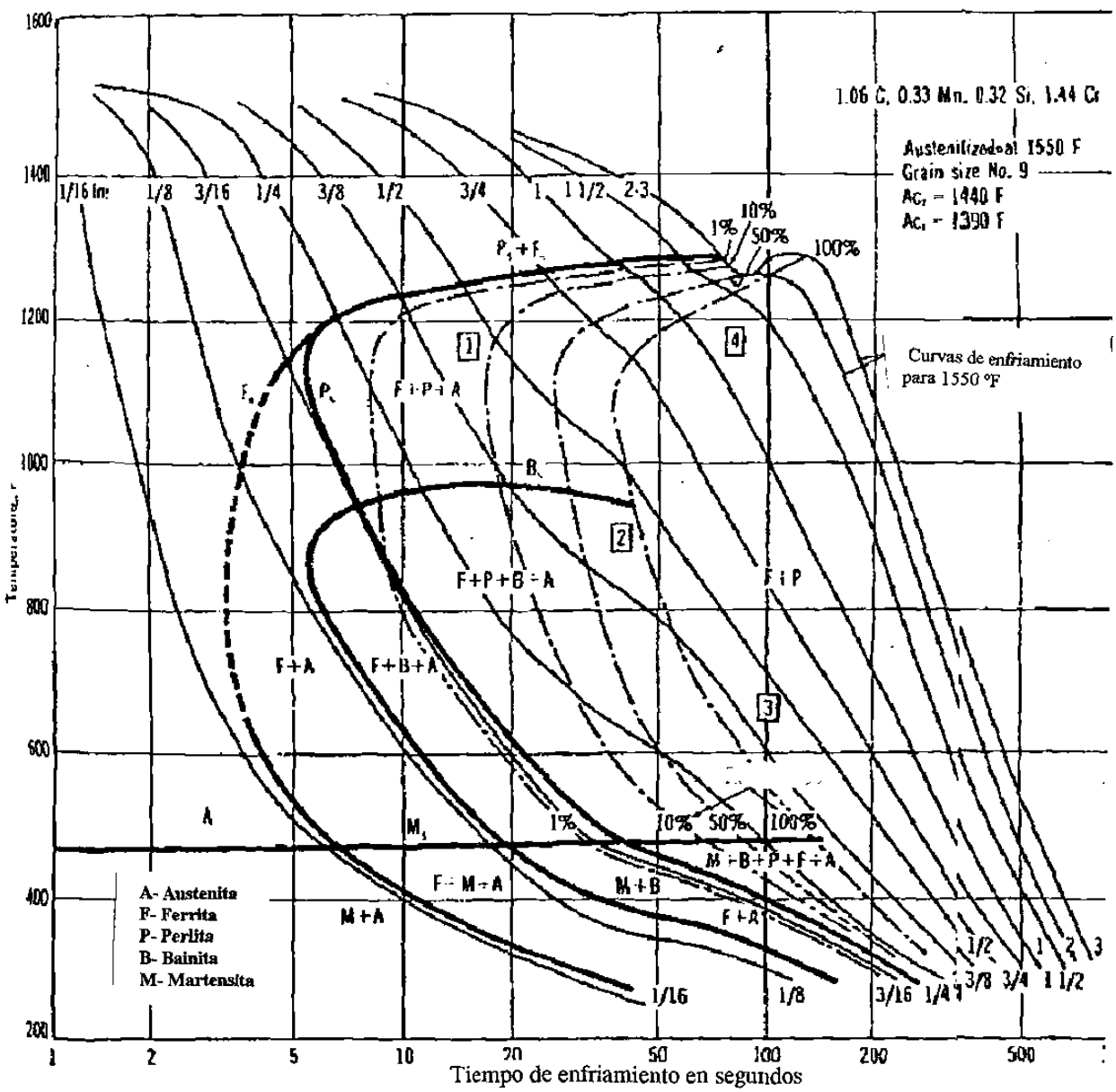

0.44 C, 0.88 Mn, 0.34 Si,
0.49 Ni, 0.65 Cr, 0.14 Mo, B
Ac₃ = 1550 F
Ac₁ = 1350 F
Curvas de enfriamiento para 1550 °F
1/8 In.
3/16
1/4
3/8
1/2
3/4
1
1 1/2
2
3
F+A
F+B+A
F+B+M+A
M+A
A
1%
5%
10%
50%
75%
A- Austenita
F- Ferrita
P- Perlita
B- Bainita
M- Martensita
Temperature, F
Tiempo de enfriamiento en segundos



Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

6.5 Curvas TTT en aceros de alto carbono





Endurecimiento superficial del acero por difusión del carbono en hierro gamma

Capitulo VII

Baños de cementación

7-1 Equipos para baños

Para el tratamiento térmico de los aceros; son cada día más empleados baños de sales fundidas.

Están constituidos principalmente por cantidades variables de cloruros, carbonatos,nitritos, nitratos y cianuros de sodio, potasio y bario, y se utilizan para temperaturas variables desde 150° a 1.300°C.

Unas veces, se usan como medio de enfriamiento y sutituyen con ventaja al aceite y al plomo fundido, y otras veces, en cambio, se utilizan para calentar las piezas y también para cementarlas o nitrurarlas.

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

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

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

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

Para ambos usos se suelen emplear sales L-1, L-2 y L-3 de la Tabla 7.I preparados principalmente a base de nitritos y nitratos.

Son muy utilizadas: la mezcla de 56% de nitrato potásico (NO_3K) y 44% de nitrito sódico (NO_2NA), que funde a 147°C y puede utilizarse desde 160°C, y la mezcla de 51.3% de nitrato potásico y 48.7% de nitrato sódico(NO_3Na), que funde a 217° y puede usarse desde 245°C.

Tabla 7.I
Temperatura de fusión de diversas sales

SALES	Temperatura de fusión	SALES	Temperatura de fusión
Cloruro bárico	961°	Cianuro sódico	563°
Carbonato potásico	890°	Hidróxido potásico	379°
Floruro potásico	879°	Nitrato potásico	332°
Carbonato sódico	851°	Hidróxido sódico	317°
Cloruro sódico	804°	Nitrato sódico	307°
Cloruro potásico	775°	Nitrito potásico	296°
Cloruro cálcico	773°	Nitrito sódico	271°
Cianuro pótasico	634°	Nitrto de litio	254°

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

3. ° *Sales que se emplean para el calentamiento en el temple de herramientas, en el intervalo de 700° - 950°C.* Para ese tratamiento se emplean sales del tipo Y de la tabla 7.I, constituida principalmente a base de cloruro bárico, cloruro potásico, cloruro sódico y cloruro cálcico, cuyo fin principal esevitar la descarburación de las herramientas durante el tiempo que dura el calentamiento. Como durante el proceso el trabajo suele modificar la composición del baño, de vez en cuando se añaden pequeñas cantidades de una sal rectificadora, utilizandose para este fin borax, cianuro sodico o carburo cálcico.

Estas sales son parecidas a las del grupo 2. °, pero el contenido en cloruro bárico (50 a 60%) es mas elevado. A veces tambien se suelen preparar estas sales con pequeños contenidos de fluoruro sódico y carburo de silicio, inferiores siempre a 5%.

4. ° *Sales que se emplean para cementar.* Constituídas principalmente a base de cianuros

5. ° *Sales para nitrurar herramientas.* Constituídas principalmente por cianuro sódico y potásico.

6. ° *Sales para el calentamiento en el temple de acero rápido y de alta aleación del tipo* H (Tabla 7.I). Estas sales que se utilizan a temperaturas muy elevadas de 1.000° a 1.300°C, suelen estar constituídas principalmente por cloruro bárico (95% aproximadamente) y pequeños porcentajes de cloruro sódico.

Para evitar que con el uso se vuelvan descarburantes, se les añade periódicamente pequeñas cantidades de sílice, SiO_2, en polvo. A veces estas sales se preparan también con pequeñas cantidades de fluoruro cálcico, sílice bióxido de titano, en cantidades inferiores siempre a 5%

TABLA 7.II

Designación	PORCENTAJE EN PESO										Temperatura de fusión	Zona de temperatura de uso recomendable
	NaCl Cloruro sódico	KCl Cloruro potásico	$BaCl_2$ Cloruro bárico	$NaNO_3$ Nitrato sódico	$NaNO_2$ Nitrito sódico	KNO_3 Nitrato potásico	$CaCl_2$ Cloruro cálcico	NaCN Cianuro sódico	Na_2CO_3 Carbonato sódico	KCN Cianuro potásico		
L-1	—	—	—	—	40 50	50 60	—	—	—	—	140	160 650
L-2	—	—	—	40 50	—	50 60	—	—	—	—	220	260 630
L-3	—	—	—	98 min	—	—	—	—	—	—	370	400 650
L-4	30 40	—	—	—	—	—	—	15 40	30 50	—	549	620 815
L-5	15 25	—	25 35	—	—	—	45 55	—	—	—	480	510 760
I-1	45 55	45 55	—	—	—	—	—	—	—	—	675	735 898
I-2	15 25	20 30	50 60	—	—	—	—	—	—	—	595	675 925
I-3	20 30	—	70 80	—	—	—	—	—	—	—	705	760 925
I-4	10 20	—	80 90	—	—	—	—	—	—	—	760	815 1095
H-1	—	—	98 min	—	—	—	—	—	—	—	980	1035 1340
H-2	4 8	—	92 96	—	—	—	—	—	—	—	870	955 1260
C-1	4 max	—	—	—	—	—	—	96 min	4 max	—	620	785 955
C-2	—	—	—	—	—	—	—	—	4 max	96 min	620	785 955
C-3	—	5 10	40 50	—	—	—	—	35 40	—	—	620	840 955
C-4	15 25	—	—	—	—	—	—	45 50	20 30	($BaCO_3$)	620	815 955
C-5	20 30	—	15 25	—	—	—	—	30 40	20 30	—	620	785 895
C-6	10 15	—	—	—	—	—	—	70 80	10 15	—	620	815 955
C-7	15 25	—	—	—	—	—	—	60 70	15 25	—	620	815 955
C-8	40 50	—	—	—	—	—	—	40 50	5 10	—	620	815 955
C-9	—	60 70	—	—	—	—	—	30 40	—	—	495	525 675
C-10	—	—	—	—	—	—	—	55 65	—	35 45	495	525 675

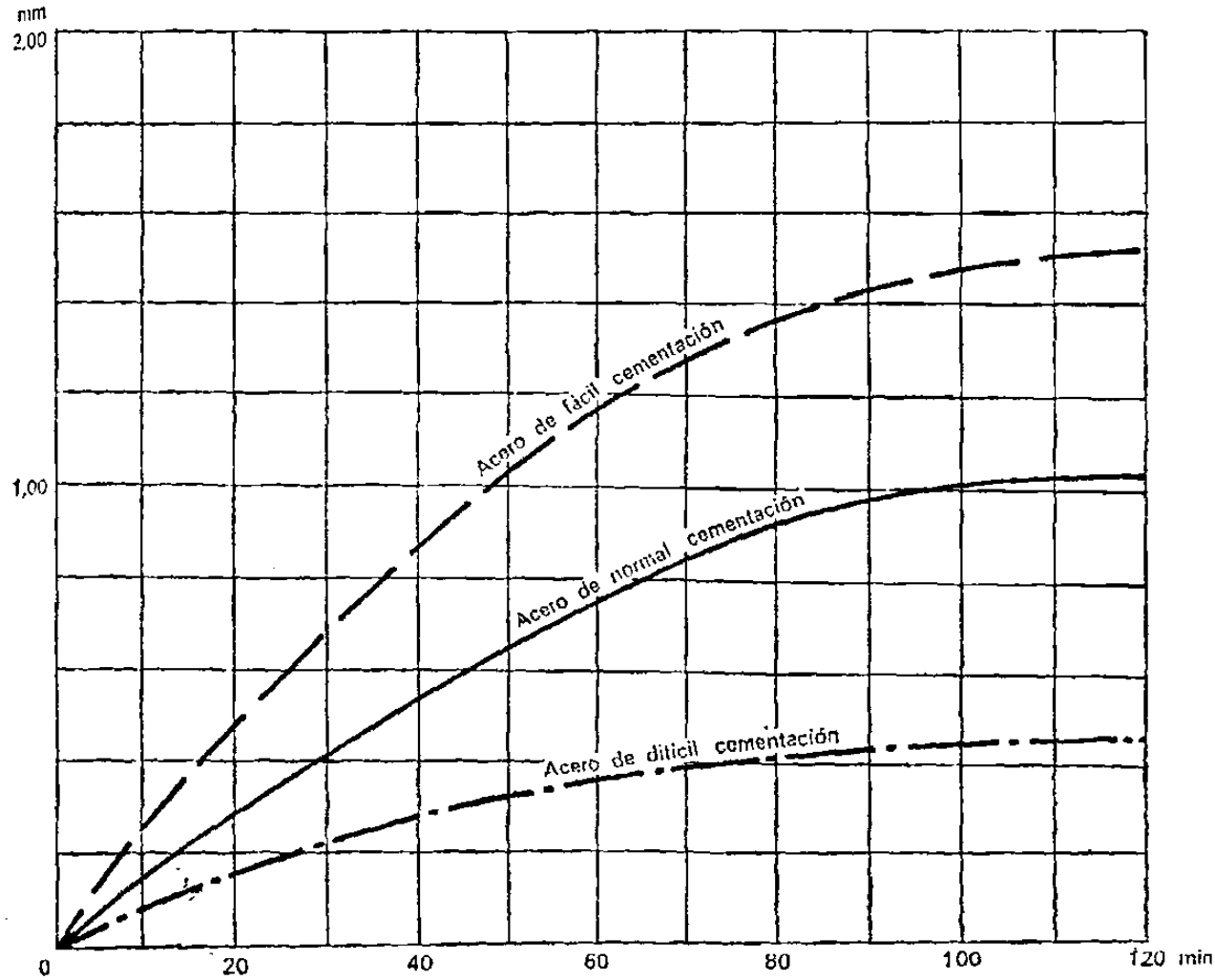


Figura 7.1.1 Gráfico indicando las profundidades logradas en sales de cementación sin activadores

Baño (1)

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

Características:

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

Baño (2).

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

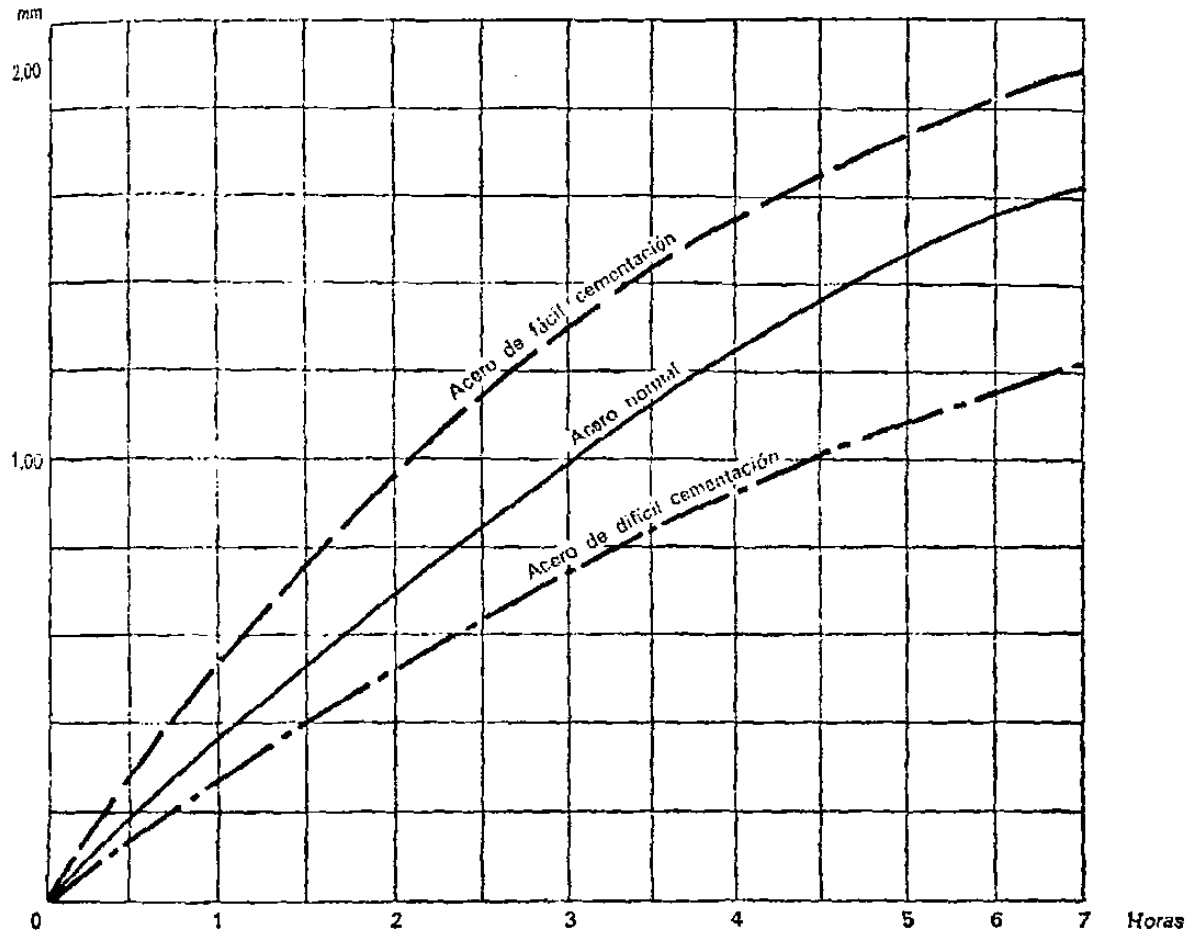


Figura 7.1.2 Gráfico indicando las profundidades logradas con sales de cementación activadas

Características:

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

7.3 Determinación de concentración del baño

Realización del análisis de los baños con contenidos de CNNa

Para la realización del análisis o valoración del contenido de cianuro de los baños, son necesarios los siguientes reactivos e instrumental:

Reactivos

1.° Solución de plata, de la siguiente composición:
13.04 gr. de nitrato de plata químicamente puro, disueltos en un litro de agua destilada.
El frasco será de color ámbar para evitar la descomposición.

2.° Solución indicadora de la siguiente composición:
En 800 cm³ de agua destilada son disueltos 100 gr. de sosa cáustica y 6 gr. de yoduro potásico. Aparte se disuelven 15 gr. de acetato de plomo en 200 cm³ de agua destilada, estas dos soluciones así preparadas son mezcladas, formando un total de 1000 cm³ de solución indicadora. El frasco será de color ámbar, para evitar la descomposición.

Instrumental

Unas balanzas que se puedan pesar un gramo con precisión..
Dos frascos Elenmeyer de 250 cm³.
Una bureta graduada de 50 cm³ y soporte.
Un embudo de vidrio.
Un papel de filtrar.
Un juego de mortero de porcelana.
Una espátula.
Un pincelito de nylon

Forma de realizar el análisis

Con una varilla de hierro bien seca, se introduce en el baño con la finalidad de sacar una parte de las sales fundidas que se adhieren a la varilla.

Una vez frías se proceden a molerlas con la ayuda del mortero hasta lograr que queden bien pulverizadas.

Pesar un gramo exactamente.

Verter esta muestra de sales así pasada en un frasco Elenmeyer, añadiendo unos 30 cm³ de agua (mejor destilada); con ayuda de una varilla de cristal agitar la solución hasta que las sales se hayan disuelto completamente, seguidamente verter de 2 a 3 cm³ aproximadamente de *Solución indicadora*.

Proceder al filtrado

La probeta graduada se rellenara de *solución de plata*, hasta lograr los 50 cm³ exactamente.

La solución filtrada se colocara debajo de la bureta, dejando paso a la solución de plata, hasta que se forme un precipitado amarillo - verdoso . En este punto se cerrara inmediatamente el paso de la solución de plata.

Resultado del análisis

Tantos cm^3 de solución de plata, gastados hasta el momento de iniciarse el precipitado, indican precisamente el tanto por ciento de cianuro contenido en el baño analizado.

Ejemplo

7 cm^3 de solución se plata gastada, indicará un 7% de CNNa.

Una vez terminado el análisis se recuperará la solución de plata que quede en la bureta, procediendo a enjuagar con agua todo el vidrio y limpiando meticulosamente el platillo de la balanza.

Capitulo VIII

Caracteristicas Mecanicas de las piezas cementadas

8.1 Introducción

Capa cementada Se da el nombre de capa cementada a la zona que después de la cementación queda con el contenido de carbono superior a la del acero. Generalmente recibe el nombre de *capa dura* la zona superficial que después del ultimo tratamiento queda con una dureza superior a 700 Vicker, y que suele corresponder a la zona cuyo porcentaje de carbono es superior a 0.50% de C aproximadamente.

A veces se suelen presentar dudas en la determinación de la capa dura, porque al emplearse diferentes maquinas para el ensayo de dureza y diferentes cargas de ensayo se obtienen diferentes resultados. Mas adelante explicaremos con detalles los mejores métodos para determinar el espesor de la capa dura.

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

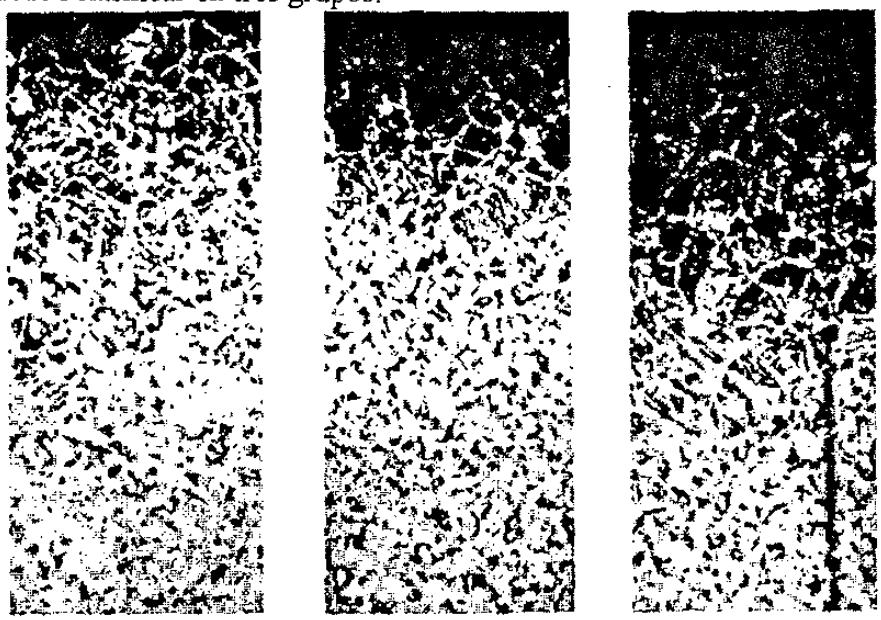


Figura 8.1.1 Diferentes espesores de capa cementada correspondientes a un acero al carbono de C = 0.11 %

1.° *Capas delgadas con menos de 0.50 mm de espesor de cementación.* Estas profundidades de cementación se utilizan para pequeñas piezas de acero al carbono, endurecidas generalmente con sales de cianuro y templadas directamente desde la temperatura de cementación

Estas piezas suelen utilizarse siempre sin rectificado posterior

2.° *Capas medias de 0.50 a 1.50 mm.* Estos espesores son mas corrientes para la mayoría de las piezas que se utilizan en la fabricación de máquinas y motores. Se pueden obtener empleando cementantes sólidos, líquidos o gaseosos, con aceros al carbono débilmente aleados o de alta aleación.

3.° *Capas de gran espesor, superiores a 150 mm.* Son obtenidas generalmente por cementación con materias sólidas y con cementantes gaseosos y algunas veces, aunque mas raramente , con cementantes líquidos. Las chapas de blindajes, que suelen fabricarse con capas cementadas superiores a 3 mm, suelen ser cementadas con gases.

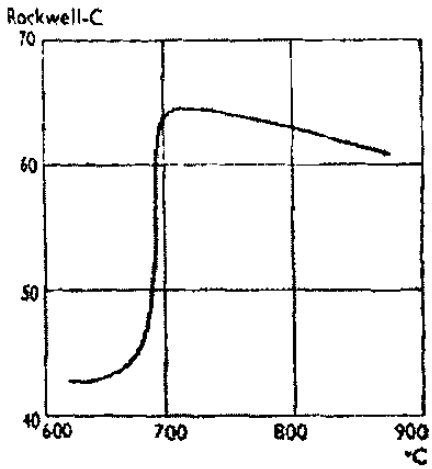


Figura 8.1.2 Influencia de al temperatura en la dureza de la capa cementada de acero de cementación cromo niquel de la siguiente composición C = 0.08% Cr = 0.76% y Ni = 3.10%

Cualquiera sea el proceso que se emplee, no conviene en general que el contenido de carbono de la capa cementada pase de 1 % y debe procurarse que la parte periférica de la pieza, después de rectificada quede aproximadamente con 0.80 a 0.90 % de carbono, con lo que se obtiene en el temple durezas de 62 a 65 Rocwell-C.

Que es aproximadamente el limite de dureza en que la lima ya no marca el acero.

Cuando el contenido en carbono de la zona periférica es superior a la composición eutectoide de 0.90% de carbono, suelen aparecer redes de cementita o de carburos muy marcadas, que pueden hacer frágil la capa cementada y con tendencia a descascarillarse.

En estos casos conviene dar a las piezas después de la cementación un recocido de difusión a 800 -900°C en una atmósfera o baño apropiado para disminuir el porcentaje de carbono de la periferia.

Con este tratamiento se uniformiza bastante el contenido en carbono de la capa periférica y se evitan posibles desconchamientos en las piezas cementadas.

8.2 Características mecánicas de la capa cementada

Las características de la capa cementada, son casi siempre independientes de las del núcleo.

Generalmente interesa que la dureza superficial sea superior a 60 Rockwell-C, aunque para algunas piezas que sufren poco rozamiento, son suficientes durezas comprendidas entre 52 y 60 Rockwell-C,

Figura 8.2.1 Capa exterior descarburada color blanco) (de una pieza de acero cementada que se

Se considera muy buenas las mayores de 63 Rockwell-C, buenas las comprendidas entre 62 y 63 Rockwell-C y aceptables entre 60 y 62 Rocwell-C.

En piezas pequeñas estas durezas se consiguen lo mismo con aceros al carbono (templados en agua) que con los aceros aleados (templados en aceite), siendo ventajosa la utilización de estos últimos, porque templar en aceite disminuye las deformaciones y se obtienen una gran uniformidad en los resultados.

Con los aceros aleados con cromo y molibdeno, se obtienen durezas ligeramente superiores a las que se consiguen con otros aceros y mayor resistencia al desgaste, debido a la formación de carburos complejos en la zona periférica.

Para comprobar la dureza de la capa cementada, además de las máquina de dureza Rockwell y Vickers, es muy fácil el uso de la lima, que empleada con precaución y cuidado, rinde muy buenos servicios.

Utilizando una lima fina y nueva, se pueden distinguir las piezas que tienen una dureza inferior a los 60 Rockwell-C, que son rayadas con la lima, de las de mayor dureza que no son rayadas. Empleando este procedimiento, se puede controlar rápida y eficazmente la marcha de la fabricación de piezas que por su forma complicada, no puedan ser ensayadas con las maquinas de dureza ordinarias.

En algunas ocasiones, generalmente no muy frecuentes, no se llega a alcanzar en el temple de las piezas cementadas la dureza conveniente, debido a que el calentamiento realizado para templar las piezas se descarbura la capa periférica y entonces la zona superficial queda con dureza baja (figura 8.2.1).

También suele ocurrir a veces en los aceros de alta aleación cromo - níquel o cromo - molibdeno que después del temple de las piezas cementadas se obtienen durezas relativamente bajas de 60 a 61 Rockwell-C, inferiores a las que normalmente interesa obtener (62 a 65 Rocwell-C) e inferiores también a las que se suelen obtener sin dificultad cuando esas piezas se fabrican con aceros de cementación al carbono o de baja aleación.

Esta baja dureza suele ser debida a la presencia de austenita retenida en la capa cementada como consecuencias del empleo de temperaturas de temple demasiado elevadas (figura 8.2.2 y 8.2.3). En estos casos la presencia de un elevado porcentaje de níquel en un acero de alto porcentaje de carbono y el empleo de altas temperaturas Ms y Mf correspondientes al comienzo y al fin de las transformaciones de la austenita en martensita

Figura 8.2.2 x 200 Capa periferica de una pieza cementada y templada de un acero cromo-niquel de comp. C= 0.09%, Cr = 0.81%, y Ni = 3.10%

Este problema se suele solucionar templando a temperaturas inferiores a las que dieron durezas bajas.

El problema se suele presentar también en parte porque a pesar de ser las temperaturas de temple de la capa cementada de estos aceros relativamente bajas, 740° a 770°C inferiores a las que normalmente se emplean para los demás aceros de cementación, hay casi siempre tendencia en todos los talleres a emplear temperaturas de temple mas altas que estas que acabamos de señalar.

Figura 8.2.3 x 1000 Agujas de martensita sobre fondo blanco de austenita retenida dorrespondiente a la zona periferica del acero de la figura 8.1.4

8.3 Características mecánicas del núcleo central

En el interior de las piezas cementadas, la resistencia del núcleo suele variar desde 45 a 140 kg/mm².

Utilizando aceros sin aleación de 0.10 a 0.15% de carbono y dando *después de la cementación* el doble tratamiento (primer temple a 925° y el segundo temple a 780°C), se obtiene en el núcleo de las piezas cementadas las siguientes características:

R = 45 a 85 kg/mm², A= 25 a 15%, ρ = 30 a 15 kgm/cm²

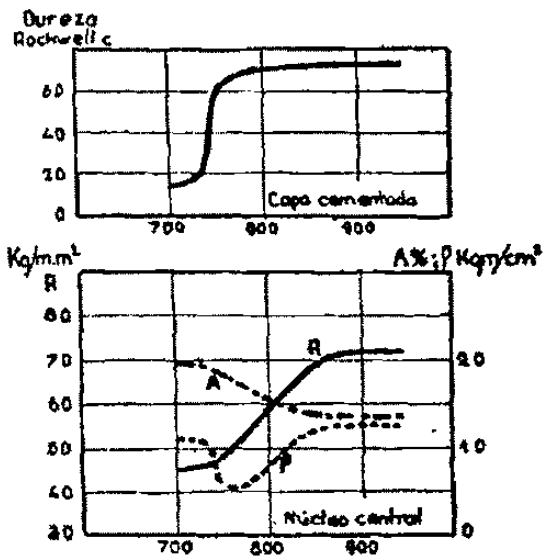


Figura 8.3.1 Pseudocementación a 925°C durante ocho horas y temple posterior en agua a las temperaturas que se indican

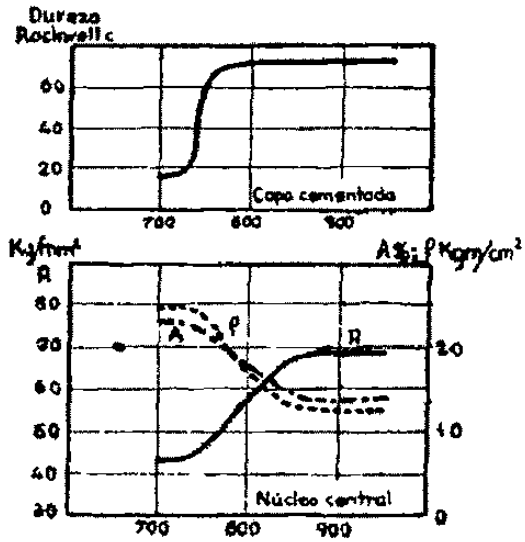


Figura 8.3.2 Pseudocementación a 925°C durante 8 horas; primer temple a 925°C en agua y segundo temple, en aguas a las temperaturas que se indican

Caracteristicas que se obtienen despues de la pseudo-cementación en las piezas de acero al carbono de grano grueso, de 0.12% de C y 0.31% de Mn, *modificando* las temperaturas de temple

Dando después de la cementación un solo temple a 925°C, se obtiene en el núcleo:

R = 55 a 90 kg/mm², A= 20 a 12%, ρ = 25 a 10 kgm/cm²

En los aceros al carbono de grano grueso, con un solo temple a 780°C después de la cementación se obtiene:

R = 45 a 85 kg/mm², A= 18 a 5%, ρ = 10 a 5 kgm/cm²

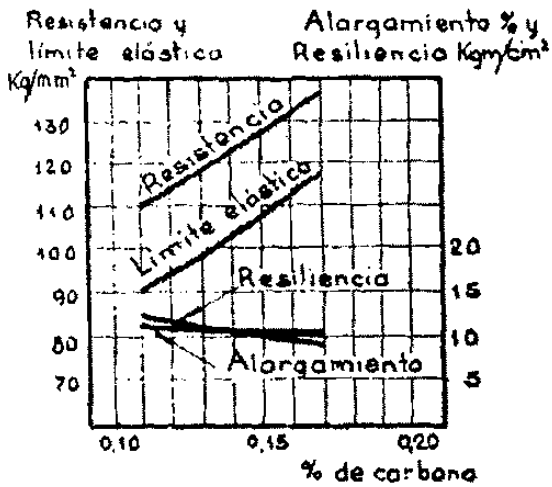


Figura 8.3.3 Acero con 5% de Níquel

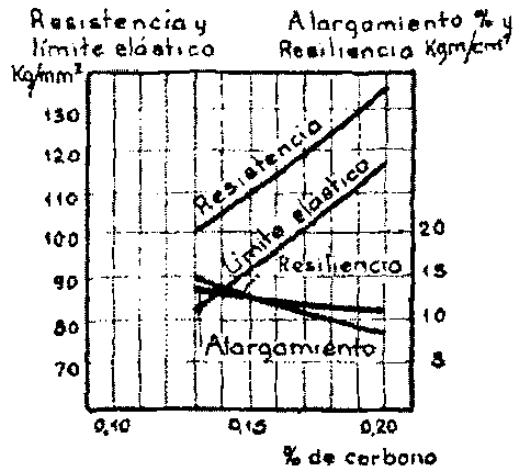


Figura 8.3.4 Acero de 0.65% de Cr y 1.25% de Ni

Si el acero es de grano fino, con un solo temple a 780°C las características que se obtienen son aproximadamente las mismas que las señaladas anteriormente para el doble tratamiento.

Estudiando los resultados, se observa que dando los aceros grano grueso, después de la cementación, un solo temple a temperatura intermedia entre las dos criticas, el alargamiento y *sobre todo la resiliencia* del núcleo (que ha recibido el temple imperfecto) son muy bajos.

En estos aceros, cuando interese gran tenacidad, es necesario darle el doble de temple, pues es la única forma de regenerar el grano grosero del núcleo y de obtener unas características aceptables .

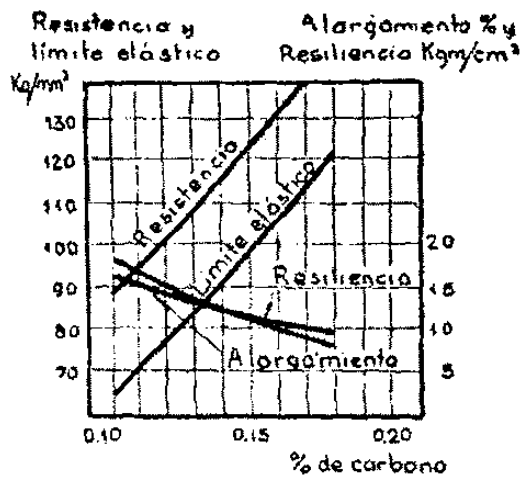


Figura 8.3.5 Acero de 0.50% de Cr. y 3.5% de Ni.

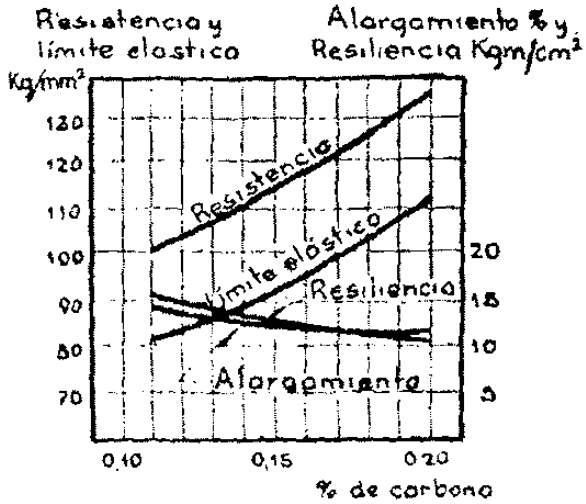


Figura 8.3.6 Aceros de 0.50% de Cr, 1.75% de Ni, y 0.75% de Mo

Caracteristicas que tienen en el núcleo central de diversos aceros aleados de contenido de carbono variable (0.10 a 0.20%) de grano fino. Cementado a 925°C y templados directamente en aceite desde la temperatura de cementación y luego revenidos a 150°C

Para conocer las características que se obtienen en el corazón de las piezas cementadas se someten a las probetas de acero a una pseudocementación o cementación en blanco, que consiste en dar al acero un tratamiento idéntico en cuanto a temperaturas y tiempos, al que sufren las piezas cementadas, pero sin utilizar ninguna materia cementante. De esta forma los resultados que se

obtienen, son idénticos a los que corresponden al corazón de las piezas después del tratamiento real.

En las figuras 8.3.1 y 8.3.2 se pueden ver los resultados que hemos obtenido en diversas barras de 25 mm de diámetro de un acero al carbono, de grano grueso, que han sufrido durante ocho horas una pseudocementación a 925°C y luego a sido templado a diferentes temperaturas.

Los ensayos de la figura 8.1.6 se han efectuado sin regenerar el grano, y los de la figura 8.1.7, habiéndolo regenerado.

Las características que se obtienen con diversos aceros aleados de grano fino, cuando se templan directamente en aceite después de la cementación, se resumen en las figuras 8.3.3 a 8.3.4.

Claramente se ve la influencia que ejerce el contenido de carbono en las características mecánicas. Así, por ejemplo, con un acero de 0.65% de Cr y 1.25% de Ni, con 0.13% de carbono, se obtienen, después del temple desde 925°C, las siguientes características:

$R = 100$ kg/mm², $A = 14\%$ $\rho = 15$ kgm/cm²

Y con 0.20% de carbono y los mismos porcentajes de cromo y níquel,

$R = 136$ kg/mm², $A = 11\%$ $\rho = 8.5$ kgm/cm²

En la tabla 8.I se dan las características obtenidas al dar diferentes tratamientos térmicos después de la pseudocementación, a un acero de: C = 0.15%; Mn = 0.50% y Ni = 5%.

Estudiando los resultados obtenidos, se comprende la diversidad de características que se pueden conseguir en el núcleo de las piezas cementadas fabricadas con ese acero, modificando las temperatura de temple y el medio de enfriamiento. Cementando las piezas y dándoles después, el primer temple a 815°C en aceite y luego el segundo a 730°C, también en aceite, se obtiene en el núcleo de 91 kg/mm² de resistencia, y efectuando el mismo tratamiento, pero enfriando después del segundo temple en agua, se obtienen en el núcleo 100 kg/mm²

TABLA 8.I

Características que se obtienen después de una pseudo-cementación a 925° durante 8 horas con un acero de: C =0.15%, Mn = 0.50%, y Ni = 5%, modificando las condiciones de tratamiento

TRATAMIENTO	R Kg/mm	A %	ρ Kg/cm²
1. Temple a 815° en aceite 2. Temple a 730° en aceite	91	16	17
1. Temple a 815° en aceite 2. Temple a 730° en agua	100	14	15
1. Temple a 830° en aceite 2. Temple a 760° en aceite	119	11	13
1. Temple a 830° en aceite 2. Temple a 760° en agua	121	9	9

Efectuando después de la cementación el primer temple a 830°C en aceite y el segundo a 760°C si se enfría en aceite, se obtiene en el corazón 119 kg/mm² de resistencia, y al hacerlo en agua se consiguen 121 kg/mm².

En general cuando los aceros son de grano fino y el ultimo temple se verifica a temperaturas comprendidas entre Ac_1 y Ac_3 en el núcleo central se obtiene características perfectamente aceptables, a pesar de tratarse un temple imperfecto del núcleo.

Con aceros de grano fino, cuando el *interés fundamental* es que, además de gran dureza en la periferia, las piezas tengan gran tenacidad, se templaran a temperaturas ligeramente superiores a Ac_1. Si interesa en cambio gran dureza superficial y *elevada resistencia en el núcleo*, habrá que hacer el temple a temperaturas ligeramente superiores a Ac_3. En la tabla 8.II damos las características obtenidas con un acero cromo - níquel de 0.11% de C, 0.68% de CR y 3.5% de Ni, de grano fino (tamaño de grano 7 - 8)templado después de la cementación a diversas temperaturas en aceite.

TABLA 8.II

Características que se obtienen de la periferia y en el núcleo central de un acero cromo - níquel cementado, modificando las temperatura de temple

Temperatura de temple °C	Periferia dureza Rocwell-C	Núcleo central		
		R Kg/mm²	A %	ρ Kgm/cm²
745°	62 - 65	86	16	23
770°	62 - 64	106	9.5	12
800°	61 - 64	109	9	10
825°	61 - 63	110	8.5	9.5

Todas estas características son, en general, aceptables, y se recomienda el temple a 745°C cuando interesa gran tenacidad (ρ = 23 kgm/cm²).y el temple a 825°C cuando se necesite gran resistencia (R = 110 kg/mm²)

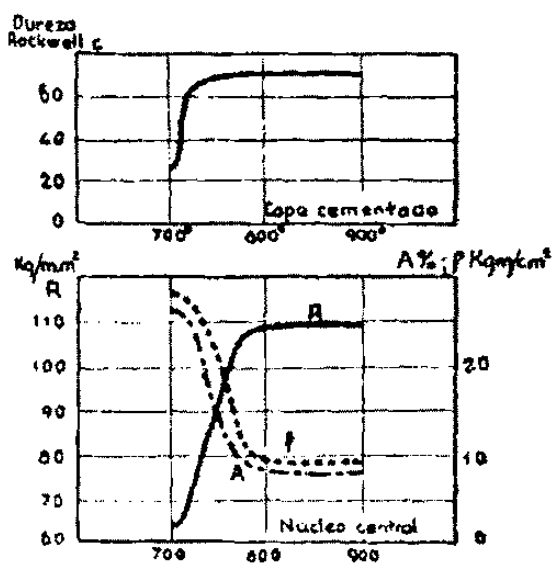


Figura 8.3.7 Pseudocementación a 925°C durante 8 horas y temple en aceite a la temperaturas que se indican de un acero de C = 0.11%, Cr = 0.68%, y Ni = 3.05%

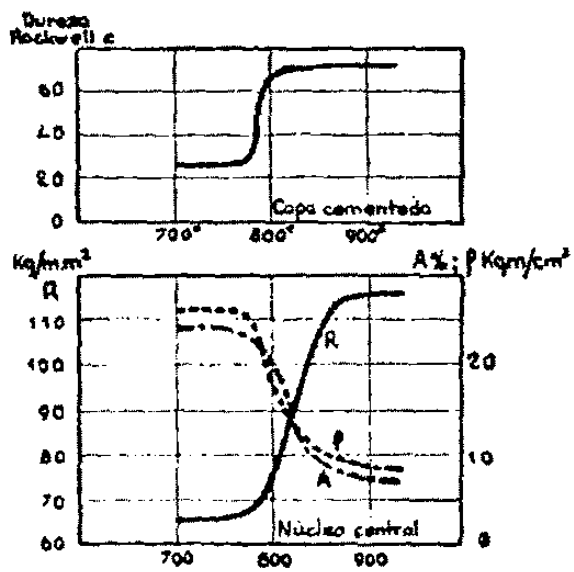


Figura 8.3.8 *Pseudocementación* a 925°C durante 8 horas y temple en agua a las temperaturas que se indican de un acero de C = 0.13%, Cr = 1.05% y Mo = 0.19%

Características que se obtienen después de la pseudo-cementación en las piezas de acero cromo níquel y de acero cromo molibdeno de grano fino, modificando las temperaturas de temple.

Al dar a las piezas después de la cementación un solo temple, hemos encontrado algunas veces, empleando aceros aleados de grado dúplex (números 8 y 3), un mínimo en la residencia en la zona 725° a 750°C, muy similar al de la figura 8.3.2, aunque menos marcado.

Esta fragilidad anormal puede ser debida a que después de la cementación existen en estos aceros un cierto porcentaje de granos gruesos cuyo tamaño no se modifica cuando el temple se

verifica a temperaturas ligeramente superiores a Ac_1 y se regeneran en cambio cuando el temple se hace a temperaturas mas elevadas inferiores al punto Ac_3, pero relativamente próximas a el.

Por esta circunstancia creemos recomendable, en el caso que se de un solo temple a las piezas cementadas, utilizar temperaturas superiores por lo menos 50°ó 60°C al punto Ac_1, para evitar esa zona, en la que ha veces se obtienen bajas resiliencias.

Antes de terminar citaremos otros ejemplos, en los que también se aprecian perfectamente las variaciones que experimenta las resistencia del núcleo al variar la temperatura de temple.

Las composiciones y las temperaturas criticas de los aceros empleados en estos ensayos, son los siguientes:

A. C = 0.17%; Cr = 0.47%; Ni = 1.75%; Ac_1 = 734°C; Ac_3 = 803°C
B. C = 0.10%; Cr = 1.45%; Ni = 3.28%; Ac_1 = 734°C; Ac_3 = 807°C
C. C = 0.17%; Cr = 0.12%; Ni = 1.86%; Ac_1 = 740°C; Ac_3 = 809°C
D. C = 0.22%; Cr = 0.52%; Ni = 0.48%; Ac_1 = 748°C; Ac_3 = 827°C

Se efectuaron tres clases de tratamientos:

1.° Cementación a 925°C, temple directo al aceite
2.° Cementación a 925°C, enfriamiento lento en caja. Temple a 815°C en aceite los aceros A B, y C y a 840°C el acero D.
3.° Cementación a 925°C, enfriamiento lento en caja. Primer temple a 815°C en aceite al A y B y a 835°C el C y D. El segundo temple (temple imperfecto del núcleo) a 785°C en aceite el A y B, y a 800°C el C y D.

Después del ultimo temple la mitad de las probetas fueron revenidas a 150°C y la otra mitad a 230°C. Los resultados obtenidos al ensayar los aceros después de esos tratamientos, se detallan en la tabla 8.III.

TABLA 8.III

Características que se obtienen con cuatro aceros diferentes en el corazón de barras de 25 mm de diámetro cementadas, modificando los tratamientos térmicos.

		Revenido a 150% (máxima dureza de la capa cementada)			Revenido a 230% máxima tenacidad del corazón con dureza aceptable en la periferia		
Clase de acero	Tratamiento	R kg/mm²	A %	ρ kg/cm²	R kg/mm²	A %	ρ kg/cm²
A	1.° Temple directo	125	12	7	124.5	12.5	8
	2.° Temple sobre Ac_3	91	15	14	90	15.5	15
	3.° Segundo temple	91	18	13.2	90	18	14.5
B	1.° Temple directo	126	12	9.5	125.5	12	9.5
	2.° Temple sobre Ac_3	125	12.5	11	125	12.5	11
	3.° Segundo temple	124	13	12	123	12.5	12.5
C	1.° Temple directo	103	13.5	9.5	101	13	10
	2.° Temple sobre Ac_3	90	14.2	13.5	88.5	15	14
	3.° Segundo temple	90	17.5	16.2	88	18	18
D	1.° Temple directo	144	10	6.5	142	10.5	6.5
	2.° Temple sobre Ac_3	135	9	7	133.5	9	7.5
	3.° Segundo temple	100	12	9	97	14	10.5

Capitulo IX

Determinación de la profundidad de la capa cementada

9.1 Introducción

Medida del espesor de la capa cementada y de la capa dura.- Para conocer, en los procesos de cementación, la penetración del carbono, se pueden emplear varios procedimientos.

9.2.- Análisis metalografico

Otro método consiste en cortar las varillas después de cementadas, pulir las secciones transversales y atacarlas durante 30 segundos con ácido nítrico al 5% . Las zonas cementadas se ennegrecen y se puede medir con mas precisión que en el caso anterior el espesor de estas zonas, que tienen contenido en carbono superior al 0.50%.

El examen microscópico sirve para estudiar con gran claridad el avance de la cementación. Un procedimiento muy empleado, consiste en cortar las piezas o probetas cementadas , después de la cementación y antes del temple final, rectificándolo y puliéndolo luego la sección transversal. Se ataca con Nital-5 y se mide el espesor del anillo periférico de color negro que corresponde a la capa cementada, con un microscopio de retícula graduada, empleando 10 a 50 aumentos.

Las estructuras recocidas de los aceros cementados, que son de tipo perlitico, son las que dan mejor idea del proceso y son también las mas claras y mas fáciles de observar.

Para estudiar el avance de la cementación basta en general con pocos aumentos (es suficiente de 10 a 100 aumentos).

9.3.- Método por fractura

El mas sencillo consiste en cementar junto con las piezas, dos o tres varillas, del mismo material, de 6 a 12 mm de diámetro . Después de cementadas se templan a 800°C en agua y se rompen, pudiéndose observar en la fractura una capa periférica dura, que presenta un grano mucho mas fino que el núcleo central y que señala con bastante aproximación la penetración del carbono.

Al mismo tiempo se pueden conocer si ha crecido o no el grano del núcleo central durante la cementación.

9.4.- Métodos de dureza

A continuación explicamos un método para determinar la profundidad de la capa dura. Este ensayo se hace cementando y templando una varilla cilíndrica de 100 mm de longitud y de 10 a 30 mm de diámetro , de la misma clase de acero que se ha fabricado las piezas, a la que se le hace un rectificado ligeramente cónico, de forma que uno de los extremos se conserve del diámetro inicial, y en el otro desaparezca completamente la capa cementada. Se hacen durezas a lo largo de toda la generatriz, y se anotan los resultados.

Se observara que las durezas varían de un lugar a otro, existiendo una zona de máxima dureza, en la que los resultados son casi constantes.

El espesor de esa zona señala la profundidad de la capa dura.

Los resultados que se obtienen al hacer el ensayo en la forma señalada varían según la maquina de dureza empleada.

Si se emplea una maquina Vickers el espesor que se obtiene para la capa, con dureza superior a 700 Vickers por ejemplo, será mayor cuanto menor se la carga empleada.

Esto es debido que al emplear las mayores cargas la punta del diamante llega antes a la zona blanda que cuando se emplean cargas pequeñas. Para piezas cementadas destinadas a la fabricación de automóviles y maquinas ligeras, es muy utilizada la Rockwell-C y se consideran aceptables los espesores que con cargas de 150 kg se dan cifras Rockwell-C superiores a 62.

Otro método para determinar el espesor de la capa dura , es el microscopio. Se cortan transversalmente las piezas a ensayar y se hacen ensayos de microdureza (figura 9.1.1 y 9.1.2), observando a partir de que punto la dureza del material es inferior a 700 o 750 Vickers por ejemplo.

En los ensayos de microdureza suelen emplearse variables de 10 a 150 gramos.

9.5.- Análisis químico

El análisis químico da también una idea muy exacta de la operación. Para realizarlo conviene utilizar unos cilindros de acero que se quiere estudiar, de 15 a 20 mm de diámetro y de 100 a 200 mm de longitud, que después de cementadas con el resto de las piezas son torneadas con ligeras pasadas de 1/10 de mm. Recogiendo y analizando la viruta de cada uno de los escalones, se conoce perfectamente la distribución del carbono en el acero.

Capitulo X

Tratamientos convencionales después del cementado

10.1 Introducción

Según la clase de acero y el destino y el destino de las piezas que se van a cementar se pueden utilizar muchas clases de tratamientos.

En cada caso, la elección de uno u otro tratamiento, dependerá de su tamaño de grano, o sea de la tendencia del acero a adquirir una estructura grosera durante la cementación y de las características que se quieran conseguir en el corazón y en la periferia de las piezas.

A continuación describiremos los mas utilizados, señalando sus ventajas e inconvenientes y los casos en que conviene emplearlos. En la figura 10.1 se representa esquemáticamente cada uno de ellos.

10.2.- Cementación, temple directo desde la temperatura de cementación y revenido final.-

Este tratamiento se da generalmente cuando se cementa en baño de sales o en atmósfera carburante, y raramente cuando se cementa en cajas.

Se recomienda para las piezas de poca responsabilidad y para cementaciones ligeras de 0,2 o 0,6 mm de espesor, en las que la tenacidad del núcleo no tiene mucha importancia.

Conviene utilizar aceros de baja aleación o al carbono, de grano fino, no siendo recomendable emplear aceros de alta aleación, porque como el temple se hace desde muy alta temperatura (exageradamente elevada para la periferia), hay peligro de que quede la capa cementada con mucha austenita residual sin transformar.

Con aceros de grano grueso, el corazón quedara frágil, porque después de la cementación los granos habrán crecido exageradamente, y templando directamente desde la temperatura de cementación no se regenera el grano.

Con este tratamiento las deformaciones son muy grandes y se obtiene gran dureza en el corazón y en la periferia, pero hay el -peligro de que ambas zonas queden frágiles.

10.3.- Cementación, enfriamiento lento, temple a temperatura intermedia entre Ac1 Ac3 y revenido final.-

Este tratamiento se puede emplear con éxito cuando se usan aceros de alta aleación, que son generalmente de grano fino y no necesitan regenerar el corazón. Así se obtiene la máxima tenacidad del corazón, cuya resistencia será un poco inferior a la máxima que se obtiene templando a más alta temperatura.

Si se utiliza este tratamiento para aceros de grano grueso, la periferia quedará con buenas características, pero el corazón quedara bastante frágil por no haber sido regenerado. Con este tratamiento hay poco peligro de deformaciones.

10.4.- Cementación, enfriamiento lento, temple a temperatura ligeramente superior a Ac3 y revenido final. -

Con este tratamiento se obtiene la máxima resistencia en el núcleo. La tenacidad del corazón será buena, pues aunque haya crecido el grano durante la cementación se afinará por haber sido calentado el acero para el temple a temperatura ligeramente superior a Ac_3. En este tratamiento hay peligro de que la periferia quede con grano grueso y sea frágil, porque ha sido templada desde muy alta temperatura. La dureza de la capa cementada puede ser un poco baja por quedar algo de austenita residual sin transformar.

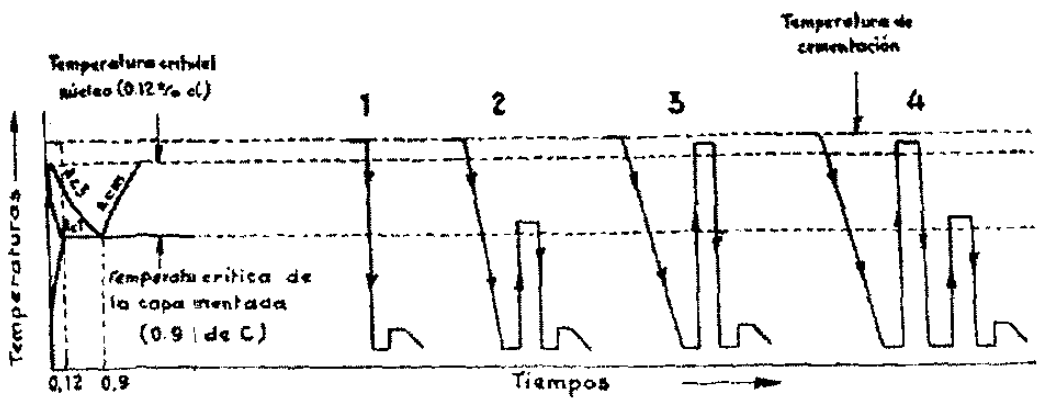


Figura 10.1 Diferentes clases de tratamientos que se pueden dar a las piezas cementadas

Este es el tratamiento que debe emplearse con los aceros de media aleación y grano fino, siempre que se quiera conseguir la máxima resistencia en el corazón, como ocurre en algunas piezas empleadas en la industria aeronáutica, de automóviles, etc.

10.5.- Cementación, enfriamiento lento, primer temple a temperatura ligeramente superior a Ac3, segundo temple a temperatura ligeramente superior a Ac1 y revenido final.-

Con viene emplear este tratamiento con los aceros al carbono y de media aleación y, en general, con todos los de grano grueso, en los que durante la cementación crece mucho el grano.

Hasta hace poco tiempo era el tratamiento más utilizado para piezas de responsabilidad, pero hoy, al poderse fabricar aceros de grano fino, se emplea en menos ocasiones.

Empleándolo, la periferia quedará dura y tenaz, y el corazón, que con el segundo temple ha recibido un temple imperfecto, quedará con una resistencia ligeramente inferior a la máxima y muy buena tenacidad.

Este tratamiento se suele utilizar todavía en algunos talleres, para aceros de alta aleación en piezas de gran responsabilidad, cuando se teme que la cementación haya hecho crecer el grano del acero y se quiere utilizar un tratamiento que asegure en el corazón la máxima tenacidad.

10.6.- Austempering y Martempering.

Cuando se quiere reducir al mínimo las deformaciones de las piezas cementadas, el temple se hace, enfriando en sales fundidas en lugar de en agua o en aceite.

Las durezas se obtienen en la periferia dependen de muchos factores como son: composición, tamaño de las piezas, temperatura del baño de sales, tiempo de permanencia en el mismo, etc.

Capitulo XI

Cementación en el hierro colado

11.1 Introducción

Las propiedades y microestructura de las fundiciones pueden ser modificadas y mejoradas por medio de ciertos tratamientos térmicos El recocido, el temple y el revenido son los mas empleados.

11.2 Recocido.

Tres tipos de recocidos suelen ser aplicados a las fundiciones:

1.- De eliminación de tensiones,
2.- De ablandamiento, y
3.- De maleabilización.

A continuación se estudiarán con detalle cada uno de ellos (fig. 11.1).

1.- *Los recocidos para eliminación de tensiones* se realizan a temperaturas relativamente bajas, unos 550°C aproximadamente, y se dan para eliminar las tensiones que a veces tienen las piezas como consecuencia de los rápidos enfriamientos, que experimentan cuando desciende su temperatura, desde la correspondiente a la de solidificación hasta la del medio ambiente.

2.- *Los recocidos de ablandamiento* de las fundiciones grises se dan a unos 740°C, y sirven para mejorar la maquinabilidad y ablandar el material. Fundiciones grises muy duras y las fundiciones atruchadas que contienen cementita hipereutectoide, se recuecen a 850°C.

3.- *Los recocidos de maleabilización* se dan a la fundición blanca para transformarla en maleable, comunicándole gran tenacidad.

1.- Recocido para eliminación de tensiones.

Los recocidos a bajas temperaturas se realizan, como acabamos de señalar a unos 550°C durante un período de tiempo que varía de 30 minutos a varias horas, según sea el espesor de las piezas. Este proceso no tiene un efecto muy apreciable en las propiedades mecánicas, pero elimina las tensiones que siempre suelen tener las piezas de fundición después de la solidificación y enfriamiento. Conviene dar esta clase de recocido a piezas de formas complicadas, o que deban tener tolerancias dimensionales muy precisas, como cilindros de motores de explosión, bancadas de máquinas herramientas, etc.

Si no se eliminaran estas tensiones, las piezas pueden sufrir luego deformaciones durante la mecanización o durante el funcionamiento que en ocasiones crean importantes problemas y dificultades. Deben emplearse velocidades lentas de calentamiento y en especial de enfriamiento, para evitar nuevas tensiones o roturas, sobre todo cuando las piezas son de formas complicadas.

2.- *Recocidos de ablandamiento de las funciones grises y atruchadas.*

Para ablandar las fundiciones se suelen emplear los siguientes tipos de recocidos: 1.°, Recocidos a 740°C con enfriamiento al aire, para las fundiciones grises, y 2.°, Recocidos a temperaturas algo más elevadas, 800-900°C con enfriamiento lento, para fundiciones de dureza muy elevada.

Recocido a 740°C.- Para disminuir la dureza de las fundiciones grises se les somete a recocidos a 740°C aproximadamente con enfriamiento al aire.

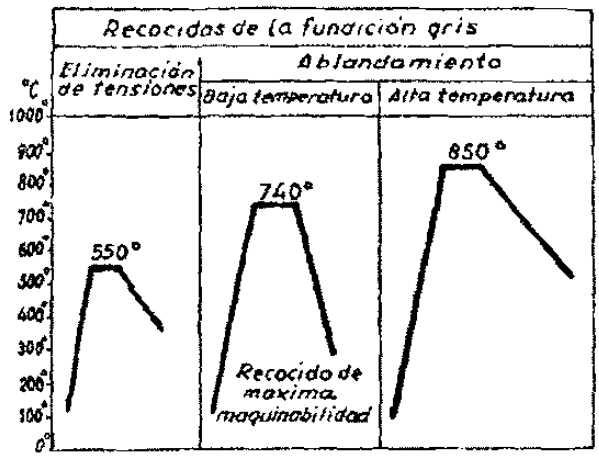


Figura 11.1 Ciclos empleados para el recocido de las fundiciones

Este recocido es interesante porque en ocasiones las fundiciones grises en bruto de colada quedan relativamente duras y su mecanización es difícil. En muchos casos las microestructuras de estas fundiciones en bruto están constituidas por grafito y ferrita y cantidades variables de perlita y sorbita. Estos constituyentes, perlita y sorbita, son los que dan alta dureza y cuando interesa mucho facilitar la mecanización conviene transformarlos por recocido en ferrita y grafito. Para conseguir después del recocido una microestructura de ferrita y grafito, que es la mejor para el mecanizado (fig. 11.2) debe alcanzarse en el recocido una temperatura de unos 740°C aproximadamente.

De esta forma, si después de sobrepasar la temperatura crítica y llegar a los 740°C, se mantiene esta temperatura durante un cierto tiempo, se consigue que la perlita y la sorbita se transformen en austenita. En esas condiciones, temperatura ligeramente superior a la eutectoide y mantenimiento prolongado, la austenita va cediendo carbono que se deposita en forma de grafito, obteniéndose al final ferrita y grafito. Si se emplean temperaturas más altas, del orden de 800-900°C, y el enfriamiento se hace como hemos señalado al aire, se deposita muy poco grafito y es muy difícil obtener baja dureza. Con este recocido a 740°C se baja la dureza de las fundiciones hasta 120-130 Brinell.

Recocido a 800-900°C.- Al recocer una fundición a 800-900°C en lugar de 740°C como hemos dicho antes, hay que tomar ya una nueva precaución, es necesario enfriar lentamente y en general se obtienen durezas no muy bajas, que corresponden a la perlita que se forma en ese proceso. Al calentar de 800-900°C, no hay formación de grafito, o esta formación tiene poca importancia, ya que la temperatura de mantenimiento no es apropiada para el depósito de gran calidad de grafito y luego, si el enfriamiento se hace en forma parecida a como se hacia en los aceros, con una velocidad aproximada de 25°C hora se obtiene perlita y no se obtendrán durezas tan bajas como con el tratamiento anterior a 740°C. Calentando a 850°C, por ejemplo, se formará a esa temperatura austenita. Durante la permanencia a esta temperatura habrá formación de una

pequeña cantidad de grafito y luego, en un enfriamiento sin precauciones muy especiales, al pasar la zona eutectoide se formará perlita.

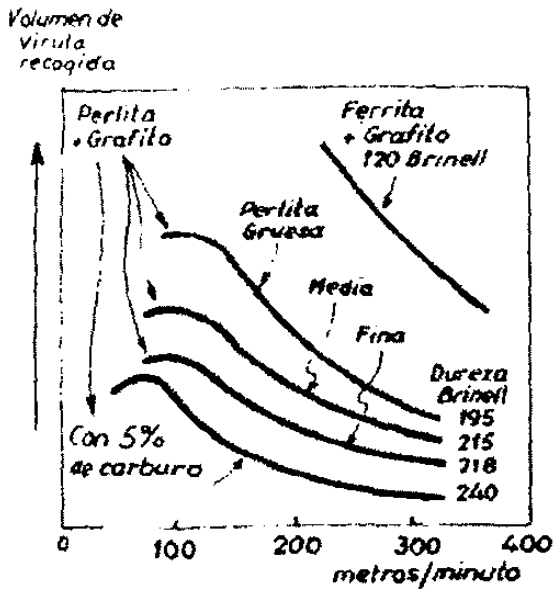


Figura 11.2 Influencia de la microestructura en a cantidad de viruta que se puede obtener en el torneado de las fundiciones utilizando diferentes velocidades de trabajo.

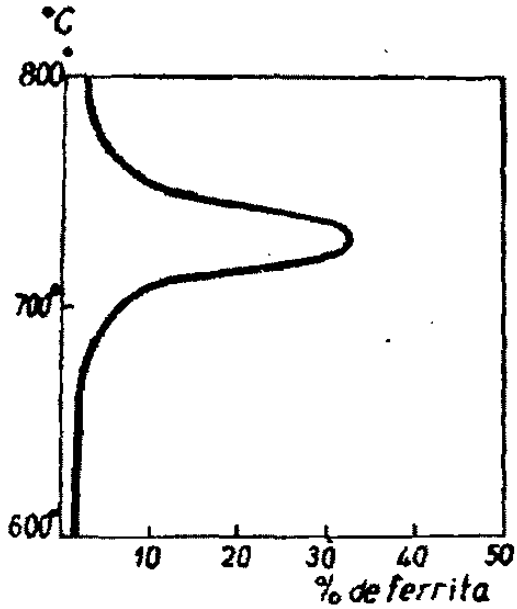


Figura 11.3 Cantidad de ferrita que se forma cuando las fundiciones de C = 3% y Si = 2.20% después de ser calentadas a 875°C son enfriadas en baño de plomo durante 5 minutos a las temperaturas que se indican en la figura y luego sumergidas en agua

Si se calienta a 850°C se puede obtener la microestructura de grafito y ferrita, con enfriamiento muy lento o con una permanencia muy prolongada en la zona de 700-740°C. Pero esta parada complica y prolonga el recocido y por ello es preferible el tratamiento que hemos señalado antes de calentamiento y permanencia a 740°C que se realiza a más baja temperatura que el de 850°C y no exige además un enfriamiento muy lento y complicado.

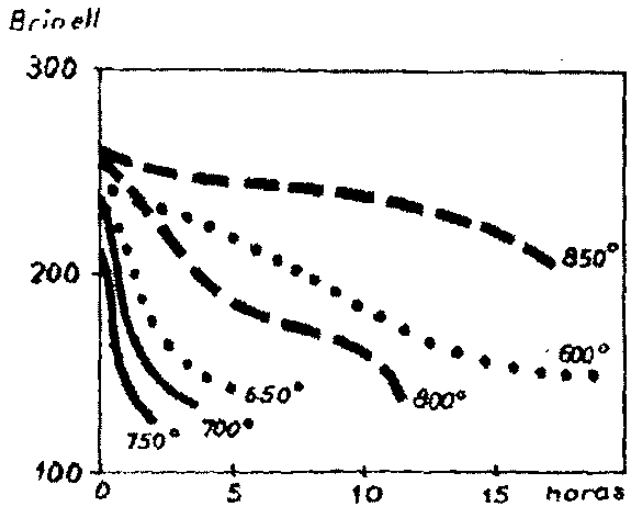


Figura 11.4 Influencia de la temperatura de recocido y de la duración del mismo en las durezas con que quedan las fundiciones después de ese tratamiento (enfriamiento al aire)

Sin embargo, el tratamiento a 800-900°C es recomendable para las fundiciones grises de gran dureza y para las fundiciones atruchadas que contienen cementita hipereutectoide. En estos casos, la dureza inicial que será francamente alta, 250 a 300 Brinell, por ejemplo, se podrá disminuir con este recocido. Se calentará a unos 850°C aproximadamente y luego se cuidará que la velocidad de enfriamiento sea

muy lenta, sobre todo en la zona crítica de 700-720°C donde convendrá parar el enfriamiento para facilitar el depósito del grafito eutectoide y luego se puede enfriar al aire.

En la figura 11.3 se ve cómo en la zona de 700-740°C es en la que hay mayor formación de ferrita y de grafito y es por lo tanto la más crítica en esta clase de recocido.

3.- *Recocido de maleabilización.*

Esta clase de recocidos se da a ciertas fundiciones blancas para transformarlas en fundiciones maleables que tienen buena resistencia y tenacidad y también son de fácil maquinabilidad. Hay dos tipos de recocido, uno descarburante y otro de grafitización. Más adelante se describen con detalle las particularidades de cada uno de esos procesos

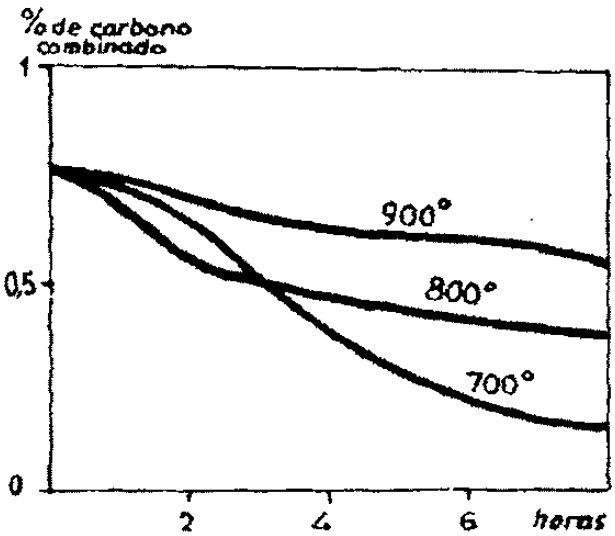


Figura 11.5 Influencia de las temperaturas de recocido y de duración del mismo en el porcentaje de carbono combinado con que quedan las fundiciones después de ese tratamiento térmico.

11.3 Temple y revenido.

En ocasiones se puede endurecer y aumentar la resistencia a la tracción de las fundiciones grises por tratamiento térmico un aumento, aunque mucho menos sensible, de la resistencia a la tracción y de la resistencia al desgaste, En general se somete a las fundiciones primero a un temple y luego a un revenido. Los resultados que se obtienen dependen siempre, como es natural, de la clase de tratamiento, de la microestructura y de la composición química de la fundición. Las fundiciones con gran cantidad de ferrita y grafito, no son las más recomendables para ser endurecidas por tratamiento térmico. En cambio, con las fundiciones de matriz perlitica se pueden conseguir mejoras muy importantes de dureza y de resistencia al desgaste por temple y revenido.

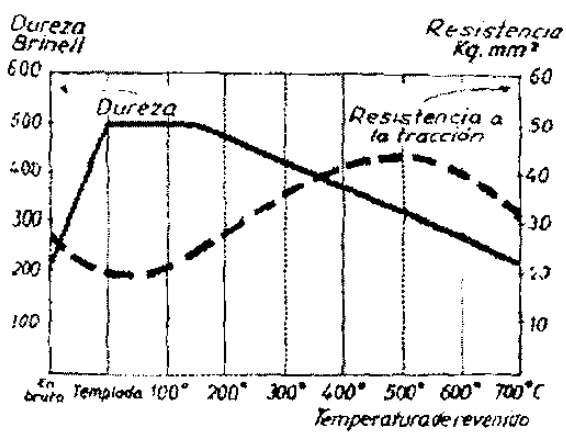


Figura 11.6 Influencia del temple y revenido en la resistencia a la tracción y en la dureza de las fundiciones

Con el temple aumenta la dureza y luego con el revenido disminuye la dureza y esta disminución en tanto más sensible cuanto más elevada sea la temperatura (fig. 11.6). En cambio, el efecto del temple sobre la resistencia a la tracción es diferente. En la misma figura 11.6 se observa como con el temple disminuye la resistencia y luego, en cambio, con el revenido aumenta. En cierto modo, el efecto es inverso al caso de los aceros. Se observa que con revenidos a temperaturas a 500°C, aumenta la resistencia a medida que aumenta la temperatura de revenido. En cambio, a partir de ese punto, las fundiciones se comportan igual que los aceros y la resistencia disminuye al aumentar la temperatura de revenido.

Teoría del temple en las fundiciones.

La posibilidad de mejorar por temple ciertas propiedades en las fundiciones es debido como en los aceros, a que estas aleaciones, al ser calentadas a elevadas temperaturas, 750 a 900°C, se transforman, en parte, en austenita, que es un constituyente que al ser enfriado luego más o menos rápidamente, se convierte en martensita o en otros constituyentes intermedios. La martensita, o los otros constituyentes intermedios, obtenidos después del temple y los constituyentes que se obtienen después de su revenido, tienen propiedades de gran interés y para numerosas aplicaciones, sus propiedades son mucho mejores que las que corresponden a las estructuras en bruto de colada.

En general, las leyes que rigen el temple y revenido de las fundiciones, son muy parecidas a las de los aceros.

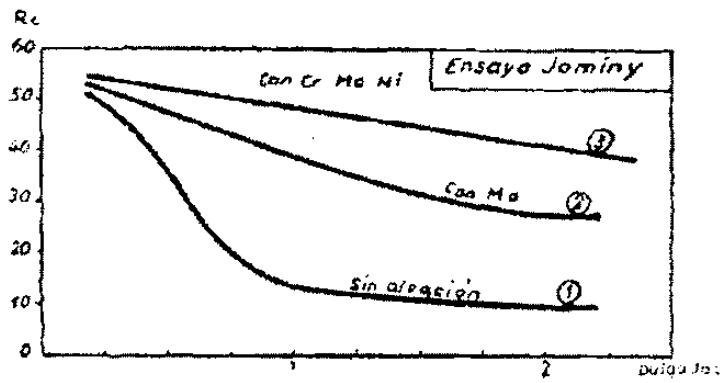


Figura 11.7 Curvas Jominy de tres fundiciones en las que se observa la influencia que tienen la templabilidad los elementos de aleación

Primero es necesario conseguir en el calentamiento una cierta cantidad de austenita y después enfriar el material con una velocidad que sea superior a la crítica de temple, para obtener el mayor porcentaje posible de martensita. Sin embargo, conviene advertir que en ocasiones se consiguen también buenas características aunque no alcance esa velocidad crítica de temple.

En los resultados influye mucho la templabilidad de cada fundición, que depende en gran parte de los elementos de aleación, debiendo considerarse también el espesor de las piezas y el medio de enfriamiento.

En general es más fácil que se produzcan grietas o roturas en el temple de las piezas de fundición que en las de acero, porque las fundiciones están constituidas por una materia más débil que la de los aceros, debido principalmente a la existencia de láminas de grafito. Las grietas se producen como consecuencia de las tensiones que se derivan del rápido y desigual enfriamiento que experimentan las distintas partes de las piezas al ser introducidas en el líquido de temple.

Suele ser más conveniente enfriar en aceite que en agua, porque en esto último caso la velocidad de enfriamiento es muy grande y son muy importantes las diferencias de temperatura entre diversas zonas de la pieza durante el enfriamiento y ello da lugar a fuertes tensiones que puede ocasionar deformaciones y roturas.

Pero al templar las fundiciones ordinarias en aceite, se observa que no se alcanzan altas durezas y el temple es imperfecto y por ello es necesario emplear en ocasiones elementos de aleación que mejoren la templabilidad.

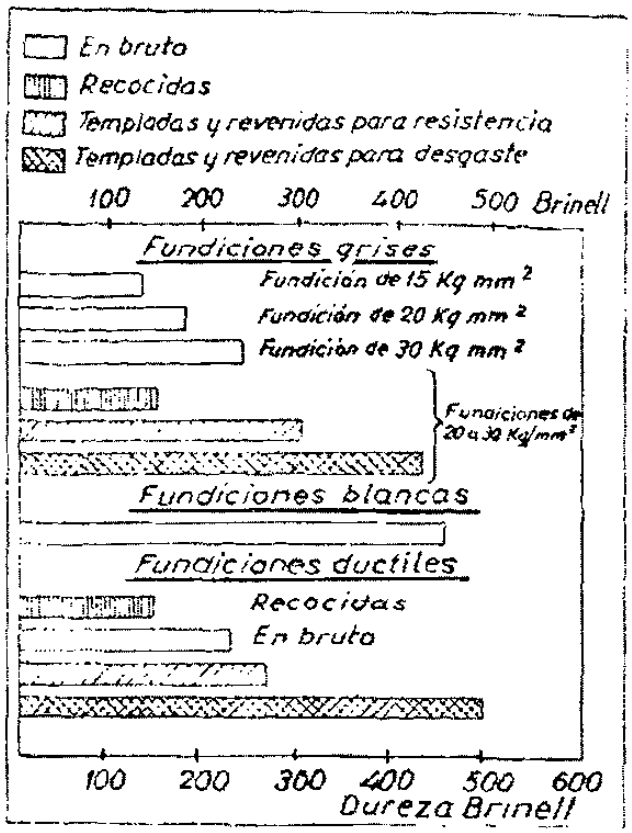


Figura 11.8 Durezas que suelen tener diversas clases de fundiciones de uso frecuente, en bruto, recocidas, templadas y revenidas . se señalan dos niveles de durezas para las fundiciones tratadas según interese alta resistencia a la tracción, o alta resistencia al desgaste

Los elementos más empleados con ese fin son el cromo, cobre, níquel y molibdeno.

En la figura 11.7 se señalan las curvas Jominy de tres fundiciones, observándose la gran influencia de los elementos de aleación en la templabilidad.

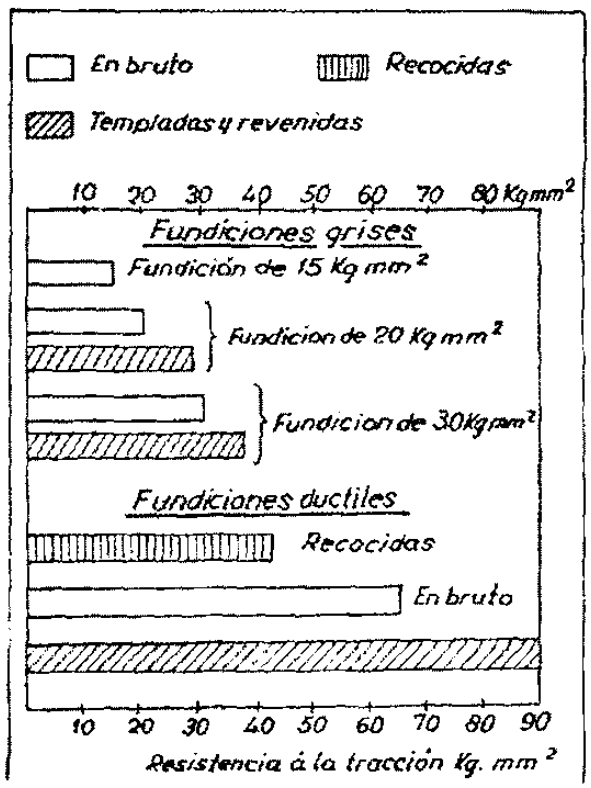


Figura 11.9 Resistencia a la tracción que suelen tener diversas fundiciones en distintos estados de suministro

Los revenidos se suelen dar a temperaturas relativamente altas de 450° a 650°C cuando interesa obtener gran resistencia a la tracción, unos 25 a 40 Kg./mm^2, con relativa buena tenacidad. En cambio, cuando lo que interesa principalmente es mejorar la resistencia al desgaste o al rozamiento (450 a 500 Brinell) se emplean temperaturas más bajas, de 200° a 450°C. En todos los casos el temple se suele hacer a 800-900°C enfriándose en la mayoría de ellos en aceite y sólo en casos más

limitados en agua o en aire.

En las figuras 11.8 y 11.9 se señalan las durezas y resistencias que suelen tener las fundiciones de uso más frecuente en las condiciones normales de utilización (1).

11.4 Endurecimiento superficial de las fundiciones por flameado.

En muchos casos se puede mejorar la resistencia al desgaste de las fundiciones grises endureciendo únicamente su zona periférica. El método más empleado para ello es el flameado o calentamiento superficial con llama. En ocasiones también, pero con menos frecuencia se emplea el calentamiento por inducción.

En este proceso la capa exterior de la pieza es calentada a temperaturas superiores a la crítica de transformación por medio de una llama oxiacetilénica o de gas y oxígeno, y luego se enfría rápidamente el material casi siempre con agua para conseguir la formación de martensita.

Las piezas de fundición después de este tratamiento están constituidas por una capa exterior periférica dura y resistente al desgaste con un corazón blando de fundición gris. Hay además una capa intermedia situada inmediatamente debajo de la capa dura, la cual experimenta un cierto calentamiento pero no llega a alcanzar la temperatura de temple. Puede considerar que esa zona sufre un recocido de ablandamiento.

Figura 11.10 Laminillas de grafito en matriz martensitica, obtenida por temple de una fundición gris

El flameado es un tratamiento muy interesante para las fundiciones. Empleándolo se puede obtener fácilmente una superficie dura, muy resistente al desgaste. Este tratamiento en ocasiones tiene grandes ventajas debido a que las tensiones producidas por el flameado son menores que las producidas por el temple total, ya que en este tratamiento hay que calentar toda la pieza, y por lo tanto, las tensiones producidas en el enfriamiento serán mayores.

Para este tratamiento se recomienda emplear fundiciones perlíticas con 0,6 o 0,8% de carbono combinado. Se recomiendan bajos contenidos en silicio inferiores a 2% y porcentajes de manganeso variables de 0,8 a 1% ya que este elemento favorece el endurecimiento.

11.5 Nitruracion de las fundiciones.

Es posible endurecer superficialmente las piezas de fundición por nitruración, calentándolas a 510°C durante períodos de 90 horas en presencia de amoníaco disociado. Para este tratamiento

se emplean fundiciones aleadas con cromo y aluminio de bajo contenido en carbono. Una composición muy utilizada es la siguiente:

C = 2,63% Si = 2,5% Mn = 0,6% Cr = 1,6% Al = 1,4%

Como esta fundición es de alta templabilidad tiene tendencia a endurecerse el aire y las piezas obtenidas por fundición centrifugada, que es una forma muy frecuente de fabricar piezas que deben ser nitruradas, deben ser recocidas antes de mecanizar. En ocasiones, después de recocer y mecanizar las piezas, suele ser frecuente seguir el siguiente ciclo de trabajos: templar a 825o en aceite y luego revenir a 625°C, nitrurando a continuación a 510°C. Después de la nitruaración las piezas suelen sufrir un ligerisimo rectificado. Las piezas de fundición nitruradas, suelen quedar con durezas variables de 800 a 1.100 Vickers.

11.6 FUNDICIONES TEMPLADAS (Fundiciones coladas en coquilla metálica).

Como hemos dicho anteriormente, con bastante frecuencia, se denominan impropiamente fundiciones templadas a ciertas fundiciones fundidas en coquilla metálica. De esta forma se obtienen piezas constituidas por una capa periférica de fundición blanca muy dura, de 400 a 500 Brinell, y un corazón blando de fundición gris, siendo necesario para obtener buenos resultados tener un control muy cuidadoso de la composición y de la velocidad de enfriamiento.

Para esas fabricaciones se emplean fundiciones con bajos contenidos en silicio, generalmente variables de 0,5 a 1% y porcentajes de carbono que oscilan entre 2,5 y 4%. El espesor de capa exterior templada suele variar de 5 a 50 mm, según los casos.

Se fabrican piezas de esta clase, insertando en los moldes, en las partes correspondientes a las zonas que deben quedar con gran dureza, placas metálicas generalmente de fundición que aceleran el enfriamiento y favorecen la formación de fundición blanca en la zona exterior. Las demás partes de los moldes, correspondientes a zonas de las piezas en las que no interesa que la dureza sea elevada, pueden ser de arena.

En estas fabricaciones, la composición debe variarse de acuerdo con el espesor y la forma de las piezas.

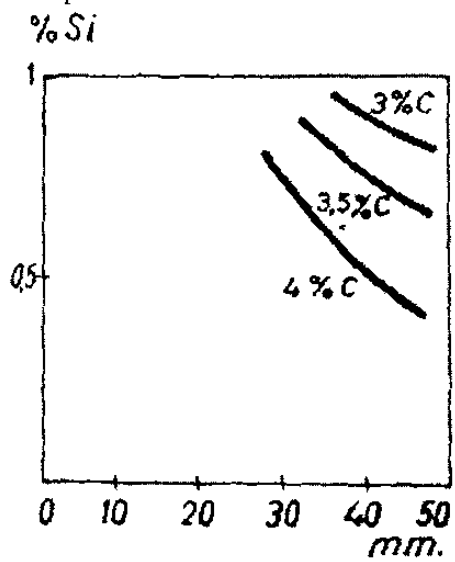


Figura 11.11 Influencia del silicio y del carbono en el espesor de la capa de fundición blanca que se obtiene en las piezas de fundiciones coladas en coquilla metálica

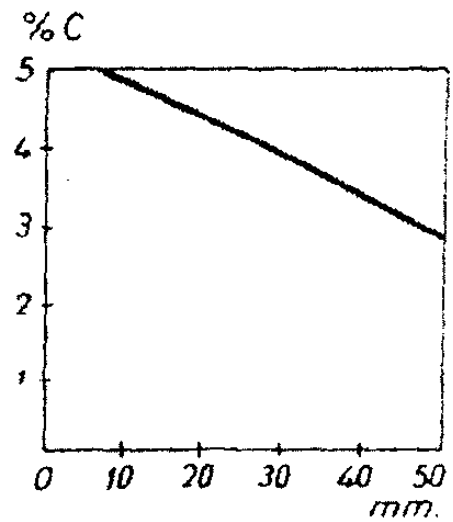


Figura 11.12 Influencia del porcentaje de carbono en el espesor de la capa de fundición blanca que se obtiene en las piezas de fundiciones de 0.85% de silicio colado en coquilla metálica

En las figuras 11.11 y 11.12, se señala el espesor que se obtiene de capa dura de fundición blanca, al fabricar con fundiciones de diverso contenido en carbono y en silicio piezas fundidas en moldes metálicos

La máxima dureza que se puede conseguir con las fundiciones blancas depende del contenido en carbono (fig. 11.13). Como los constituyentes microscópicos de la capa periférica de fundición blanca son perlita y cementita, se comprende que cuanto más elevado sea el contenido en carbono, mayor será el porcentaje de cementita y mayor la dureza. Esta suele variar desde 350 Brinell, que corresponde a las fundiciones de más bajo contenido en carbono hasta 500 Brinell, para la de más alto contenido. La resistencia a la tracción que suele ser de unos 17 Kg./mm² para los niveles más bajos de durezas, disminuye a unos 10 Kg./mm² para las durezas más altas de 450 a 500 Brinell.

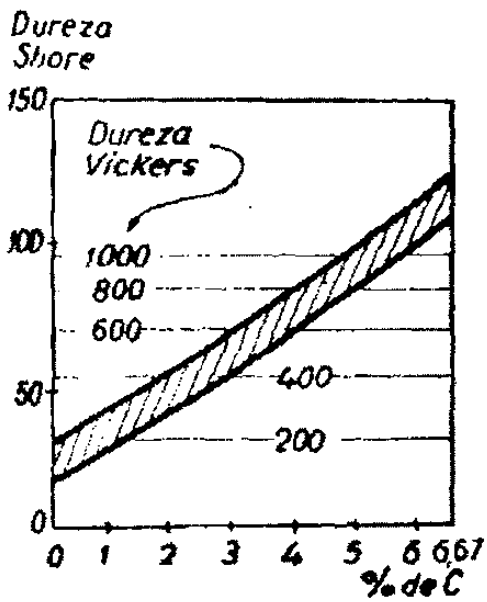


Figura 11.13 Influencia del contenido en carbono en la dureza de las fundiciones blancas

Figura 11.14 Microestructura de la zona periférica de fundición blanca , de un cilindro de laminar de fundición templada (colada en coquilla metálica)

La fabricación de cilindros de laminar perfiles en caliente, ha sido una de las aplicaciones más típicas y conocidas de esta clase de fundiciones. Tienen una capa exterior dura de 15 a 25 mm de espesor (fig. 11.14). Su dureza suele ser de 450 Brinell aproximadamente y se emplean para laminar chapas o perfiles de muy pequeño diámetro. En la figura 11.15, se puede ver la microestructura de la capa exterior dura de uno de estos cilindros.

Otro de los empleados más típicos de las fundiciones templadas es el de fabricación de ruedas de fundición para vagones de ferrocarril, vagonetas, etc. En la figura 11.16, se ve la sección transversal de una de ellas en las que la zona de rodadura es de fundición blanca y de elevada dureza y el resto es de fundición gris.

Otras fundiciones empleadas para fabricar cilindros de laminación.

En los años de la primera Guerra Mundial y aún bastante después, para la laminación en caliente de perfiles y barras de hierro y acero, además de la fundición templada, se empleaba

también la fundición gris. Su dureza suele variar de 220 a 250 Brinell y su estructura suele ser muy próxima a la perlítica.

Recientemente, además de estos dos tipos clásicos, se han comenzado a emplear otras calidades. Entre otros, los más clásicos son los cilindros de temple definido, los de grafito esferoidal y los Adamit.

Los cilindros de temple indefinido se caracterizan por tener durezas elevadas, unos 450 a 550 Brinell aproximadamente. Son fabricados con fundiciones aleadas y en la zona exterior la microestructura está constituida por martensita (o en ocasiones de sorbita o perlita, según la calidad), carburos y un poco de grafito.

Figura 11.15 sección transversal de un cilindro de laminar de fundición templada (fundición colada en molde metálico). Se distingue perfectamente la profundidad o espesor de la capa exterior de fundición blanca

Las zonas interiores son de menor dureza y la disminución de la dureza del exterior al interior es progresiva y no brusca como en los cilindros templados. La estructura que es martensitica en la zona periférica, luego hacia el interior varia a troostita, sorbita, etc., diminuyendo algo el porcentaje de carburos y aumentando la cantidad del grafito.

En estos cilindros no queda tan claramente definido como en los templados la separación entre la zona exterior templada y la zona interior. Estos cilindros tienen la ventaja de poder ser empleados para perfiles de mayor altura o espesor que los templados, por ser mucho mayor la capa de gran dureza..

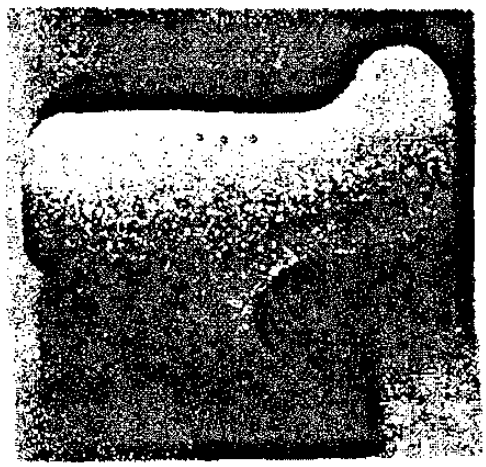


Figura 11.16 Sección transversal de una rueda de vagón de ferrocarril, en la que se observa que la parte superior corresponde a la zona de rodadura que es de fundición blanca muy dura El resto es de fundición de menor dureza . Se observan las huellas correspondientes a ensayos de dureza

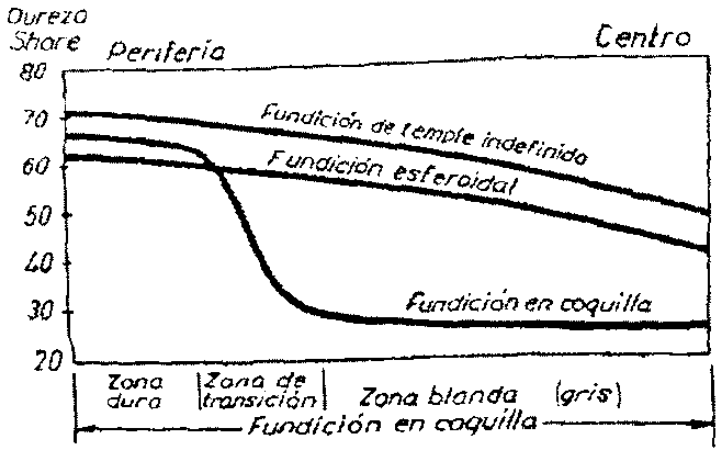


Figura 11.17 Dureza que tiene una sección transversal de los cilindros de laminación en caliente de diferentes calidades

Debido a la presencia de pequeñas láminas de grafito interdendrítico en la zona periférica, no aparece la cristalización orientada perpendicularmente a la superficie exterior de enfriamiento, como ocurre en los cilindros de fundición ordinaria templada y por ello tienen gran resistencia a los bruscos calentamientos o enfriamientos y se evitan desconchamientos, agrietamientos, etc.

Los cilindros de grafito esferoidal suelen fabricarse con adiciones de magnesio y a veces además con algo de cerio, utilizándose también casi siempre cantidades variables de elementos de aleación.

Estos cilindros, que son de gran dureza, tienen también mejor tenacidad que los cilindros de fundición ordinaria, que se empleaban antiguamente. En la figura 11.17 se ven las dureza que corresponden a cilindros de laminar en caliente fabricados con diferentes clases de fundiciones.

Recientemente se han comenzado a emplear también, aunque para usos bastante limitados, otra clase de aleación denominada Adamit. En realidad, es un material intermedio entre los aceros y las fundiciones, tiene de 1,5 a 2,2% de carbono, obteniéndose una microestructura de perlita y cementita, por lo que tienen mayor dureza y resistencia al desgaste que los antiguos cilindros de fundición gris.

11.7 Microestructuras de la fundición blanca.

Habiendo dedicado en los primeros capítulos poca tensión a las microestructuras de las fundiciones blancas, aquí, ya que nos hemos referido a esta clase de fundiciones, se señalarán sus microestructuras más características.

En las figuras 11.18 , 11.19 y 11.20, se ven los tres tipos clásicos de microestructura que suelen aparecer en las fundiciones blancas ordinarias.

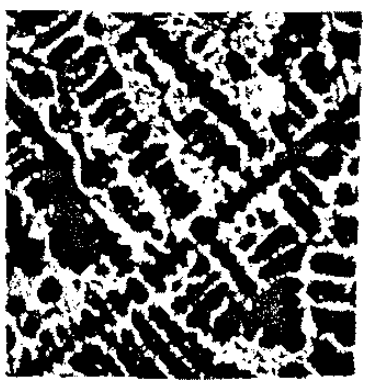


Figura 11.18 x75
Fundición blanca hipoeutectica
Las zonas negras son de perlita, derivada de la austenita que primero se solidificó. En las zonas interdendriticas no ocupadas por la perlita se encuentran las agrupaciones pseudoeutecticas derivadas de la ledeburita

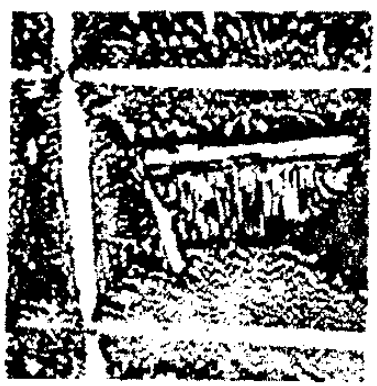


Figura 11.19 x30
Fundición blanca hipereutectica
Se observan agujas blancas de cementita rodeadas por agrupaciones pseudoeutecticas de perlita y cementita.

Figura 11.20 x750
Fundición blanca eutectica
Constituida por agrupaciones pseudoeutecticas de perlita (negra) y cementita (blanca) derivadas de la ledeburita

La más frecuente es la microestructura de la figura 11.18, que corresponde a una fundición blanca hipoeutéctica. Se observan los cristales dendríticos negros de la perlita que corresponde a la austenita que primero se solidificó y entre ellos se hallan agrupamientos pseudoeutécticos de perlita y cementita derivados de la ledeburita, que por ser la microfotografía de pocos aumentos son difíciles de distinguir.

La figura 11.19 corresponde a una fundición blanca hipereutéctica, en la que se ven placas o agujas de cementita blanca, que corresponde a la primera parte de la aleación que se solidificó, y entre ellas se encuentran las mismas agrupaciones pseudoeutécticas de cementita y perlita que aparecen en las otras clases de fundiciones.

Finalmente, en la figura 11.20 se ve la microestructura de una fundición blanca eutectica por agrupaciones de perlita y cementita.