



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

Facultad de Ingeniería

ENFRIAMIENTO EN LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

T E S I S

Que para obtener el título de:

INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

P r e s e n t a n :

José Antonio Rivera Colmenero

Raymundo Rodríguez García

Lorenzo Rafael Santillán Ramírez

Alfredo Luciano Camarena Hernández

Dir.: Ing. José Pappaterra C.

México, D. F.

1983





Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

- PROLOGO -

Los tratamientos térmicos del acero, se puede decir que nacieron casi a la par con éste, se conocen desde que los pueblos comenzaron a trabajar el acero.

Hoy en día, los tratamientos térmicos que se conocen, son muchos y muy variados y pueden llegar a ser muy sofisticados.

En el presente trabajo, no se pretende tratar todo ni todos los tratamientos térmicos, aquí nos concretaremos a estudiar sólo el enfriamiento que se da lugar en estos.

A pesar de que los tratamientos térmicos se conocen, como ya mencionamos, desde hace muchísimo tiempo, no se dispone en México de un equipo moderno y adecuado, por lo que se ha tratado de ordenar y clasificar información recopilada en varios idiomas sobre nuestro tema.

En este trabajo se desarrolló un método gráfico para obtener la curva Jominy de templabilidad de los aceros, esta curva es sólo aproximada, pero bastante confiable para fines prácticos.

El método es de mucha utilidad además de económico, aplicable en aquellos casos en que se necesita información de la templabilidad de un acero determinado y no se cuenta con el equipo necesario para realizar el ensayo Jominy.

En este trabajo se mencionan los distintos medios de enfriamiento utilizados en los tratamientos térmicos, señalando las ventajas y desventajas de uno sobre otro de acuerdo al tipo de enfriamiento que se desea; también se incluyen curvas de transformación y su aplicación a los tratamientos térmicos.

	Pag.
Prólogo.....	6
INDICE.....	7
1.- INTRODUCCION.....	11
Los aceros.....	11
Propiedades mecánicas y sus parámetros.....	15
Microestructuras.....	18
Las tensiones en los tratamientos térmicos.....	19
El hierro y sus variedades alotrópicas.....	30
2.- TRATAMIENTOS TERMICOS.....	34
Temple.....	34
Revenido.....	36
Recocido.....	37
Normalizado.....	40
Tratamientos isotérmicos de los aceros.....	42
Tratamiento subcero.....	44
3.- MICROCONSTITUYENTES EN LOS ACEROS.....	49
Ferrita.....	49
S (ferrita S).....	50
Cementita (Cm).....	50
Perlita (P).....	51
Austenita.....	53
Troostita.....	59
Sorbita.....	59
Bainita.....	60
Carburos.....	61

Martensita.....	62
Características de la transformación martensítica...	66
Efecto de la composición en la estructura y propiedades de la martensita.....	69
Curva de dureza vs. % de C para distintos porcentajes de martensita.....	73
4.- CURVAS DE TRANSFORMACION.....	76
Curvas de transformación en condiciones isotérmicas.	76
Curvas de transformación en enfriamiento continuo...	77
Métodos de elaboración de las curvas de transformación.....	79
Presentación de los resultados del atlas de IRSID...	82
Presentación de las páginas sobre papel blanco(T-I).	82
Presentación de las páginas sobre papel bicolor azul/blanco (TEC).....	83
Condiciones de presentación de los presentes datos..	84
Las curvas de transformación en condiciones isotérmicas.....	85
Aspecto de la curva TTT de un acero al carbono.....	90
Aspecto de una curva TTT de un acero aleado.....	92
Constituyentes microscópicos que aparecen en las transformaciones de la austenita.....	94
Zona superior.....	96
Zona intermedia.....	99
Zona inferior.....	100
Diversos tipos de curvas TTT.....	101
Evolución y velocidad de la transformación isotérmica.....	103

Influencia de los diferentes factores sobre la forma de la curva TTT.....	105
Influencia de las condiciones de austenización.....	110
Influencia de las segregaciones.....	111
Influencia de las inclusiones.....	112
Precisión y condiciones de validez de las curvasTTT.	112
Curvas de transformación en enfriamiento continuo...	114
Influencia de los diferentes factores sobre la forma de las curvas TEC.....	126
Austenita no transformada a temperatura ambiente....	137
Aplicaciones prácticas de las curvas de transforma— ción.....	139
Utilización práctica de las curvas TEC.....	143
5.- ENFRIAMIENTO.....	159
Composición.....	159
Tamaño de grano.....	161
Forma y tamaño de la pieza.....	172
El medio de enfriamiento.....	176
Medios de enfriamiento.....	184
Equipo de enfriamiento.....	201
6.- CURVAS "U".....	220
Velocidad crítica y velocidad de enfriamiento.....	221
Concepto de templabilidad.....	224
7.- LA CURVA DE JOMINY.....	231
El ensayo de Jominy.....	231
Probeta de Jominy.....	233
Equipo de Jominy.....	235

Confiabilidad del ensayo Jominy.....	242
Bandas de templabilidad.....	244
Determinación de las curvas de Jominy en función de la composición y el tamaño de grano.....	247
Formato para graficar la curva de Jominy.....	269
8.- APLICACIONES DE LA CURVA DE JOMINY.....	271
Equivalencias entre redondos y probetas Jominy.....	271
Equivalencias entre diámetros críticos ideales y distancias Jominy.....	286
Determinación de la severidad de temple de un medio de enfriamiento.....	290
Determinación del diámetro del redondo equivalente a una sección compleja para un medio de severidad H.	293
Cálculo de la curva "U" de un acero para un diámetro "D" y un medio "H" a partir de su curva Jominy.....	295
Determinación por medio del ensayo Jominy de las temperaturas de transformación de los aceros en el enfriamiento continuo.....	298
Determinación de la curva Jominy por un método gráfico.....	302
Epílogo.....	313
BIBLIOGRAFIA.....	315

1. Introducción

LOS ACEROS

El acero es un material fundamental para los oficios metalúrgicos. La importancia del acero dentro del marco industrial se debe a dos factores: a su gran resistencia y a su inmediata respuesta al tratamiento térmico cuando se necesita cambiar su dureza o su estado.

Esencialmente, el acero es una aleación de hierro y carbono. Sin embargo, por ligeras variaciones de las proporciones de estos dos elementos o añadiéndoles un tercero o más elementos, es posible cambiar en gran manera las características del acero. En cada caso, la adición de otros elementos de aleación o el cambio en las proporciones de los mismos afectan el tratamiento térmico que hay que emplear para cambiar el estado del acero.

El acero se fabrica en calidades diversas según el tipo de trabajo al que se le destina. El carbono es el elemento que proporciona dureza al acero y se le encuentra en diversas proporciones, según las diferentes clases de aceros.

Los aceros que tienen poco contenido en carbono se llaman aceros bajos de carbono o aceros suaves y tienen la particularidad de que no se endurecen sensiblemente por el proceso de templeado, como les sucede a los aceros ordinarios al carbono.

Elementos de aleación

Podemos decir, en forma general, que los elementos de aleación se agregan al acero para mejorar sus propiedades.

Básicamente, la mejora proviene de tres condiciones que introducen los elementos aleantes:

(a) Disminuyen la velocidad crítica de temple. Con lo cual se requiere un medio de enfriamiento menos severo que a su vez disminuye los riesgos de deformación, tensionado y rotura de las piezas en el temple.

(b) Aumentan la templabilidad. Lo cual permite lograr estructuras homogéneas de temple y revenido en secciones mucho mayores.

(c) Aumentan la temperatura de revenido. Para lograr la misma dureza final, (resistencia) con lo cual el acero adquiere mayor tenacidad, o sea mayor capacidad de deformarse antes de romperse.

Efecto en el temple.—Los elementos aleantes tienen en general un efecto estabilizante sobre la austenita. ¿Que significa esto?. Que retardan la transformación de la austenita cuando la llevamos, por enfriamiento a temperaturas subcríticas.

Podemos pues enfriar más lentamente las piezas o podemos enfriar mayores secciones en un determinado medio de temple sin que la austenita produzca estructuras indeseables en el temple.

Los elementos aleantes producen además, un descenso en la temperatura de formación de la martensita ($M_s - M_f$). Este efecto en general es contraproducente, pues significa que al producirse la transformación a menores temperaturas, aumentan las tensiones producidas por el enfriamiento y la transformación misma debido a la menor plasticidad del acero. Esto se traduce en una mayor distorsión y riesgo de producir fisuras.

No obstante los elementos de aleación poseen dos funciones que contrarrestan este efecto negativo.

1^o Permiten lograr la misma templabilidad con menor porcentaje de carbono. Esta función es muy importante pues para un uso determinado podemos seleccionar un acero aleado con menor

porcentaje de carbono que el que requeriría si el acero fuera simplemente al carbono.

¿Cuál es la ventaja de usar un acero con menor %C ?

La mayor temperatura M_s a la cual se produce la transformación martensítica y la mayor plasticidad de la martensita con menor % de carbono disminuyen en forma importante la susceptibilidad a la fisuración del acero. Esta susceptibilidad crece con el contenido de C y raramente se presenta con contenido de 0,25 o menos.

2^o La presencia de elementos aleantes disminuye la velocidad crítica de temple.

Esto significa que para una misma sección podemos emplear un medio de severidad H menor. En consecuencia se producirán menores tensiones durante el enfriamiento.

En construcciones mecánicas en general, los aceros se usan tratados térmicamente. Veamos por qué.

En un mecanismo, una pieza está exigida por determinados esfuerzos a los cuales tendrá que responder para cumplir su función con eficiencia. El ingeniero de materiales se enfrenta entonces con un problema que puede tener dos alternativas:

- a) O para cada uso cuenta con un material distinto, con sus propiedades mecánicas inherentes, lo cual involucra disponer de una gran cantidad de materiales para satisfacer todas las necesidades.
- b) O cuenta con materiales cuyas propiedades pueden variarse mediante tratamientos (térmicos o mecánicos). Con ello se reduce el número de materiales disponibles; tanto más cuanto más se pueden variar las propiedades para un mismo material.

Los aceros son materiales de construcción que entran dentro del segundo grupo y tal vez sean los más altos exponentes

EFFECTOS QUE PRODUCEN LOS ELEMENTOS DE ALEACION SOBRE LAS PROPIEDADES DE LOS ACEROS

ELEMENTO	Velocidad de Enfriamiento	Nitruabilidad	Cementabilidad	Estabilidad a altas Temperaturas	Dureza	Formación de Escama	Resistencia a la Corrosión	Resistencia	Forjabilidad	Maquinabilidad	Histéresis	Resistencia al Desgaste	Límite Elástico	Alargamiento	Reducción de Área	Impacto	Elasticidad	Permeabilidad	Carbide Formación	Fuerza Coercitiva	Remanencia	Perdidas de Watt
Si	↓	↓	↓	↑	↑	↓		↑	↓	↓	↓↓	↓↓	↑↑	↓	~	↓	↑↑↑	↑↑	↓	↓↓		↓↓
Mn En Aceros Perlíticos	↓	~		~	↑	~		↑	↑	↓		↓↓	↑	~	~	~	↑		~			
Mn En Aceros Austeníticos	↓↓		↑↑		↓↓	↓↓		↑	↓↓	↓↓			↓	↑↑	~							
Cr	↑↑↑	↑↑	↑↑↑	↑	↑↑	↓↓	↑↑↑	↑	↓			↑	↑↑	↓	↓	↓	↑		↑↑	↑	↑↑	
Ni En Aceros Perlíticos	↓↓			↑	↑	↓		↑↑	↓	↓		↓↓	↑	~	~	~				↑↑	↑↑	
Ni En Aceros Austeníticos	↓↓		↑	↑↑	↓	↓	↑↑	↑	↓↓	↓↓			↓	↑↑	↑↑	↑↑						
Al		↑↑↑	↓			↓↓			↓↓						↓	↓				↑↑	↑↑	
W	↓↓	↑	↑↑	↑↑↑	↑	↓↓		↑	↓↓	↓↓		↑↑↑	↑	↓	↓	~			↑↑	↑↑↑	↑↑↑	
V	↓↓	↑	↓	↑↑	↑	↓	↑	↑	↑			↑↑	↑	~	~	↑	↑		↑↑↑			
Co	↑↑		↓	↑↑	↑	↓		↑	↓			↑↑↑	↑	↓	↓	↓		↑↑		↑↑↑	↑↑↑	
Mo	↓↓	↑↑	↑↑	↑↑	↑	↑↑		↑	↓	↓		↑↑	↑	↓	↓	↑			↑↑↑	↑		
Cu			↓	↑	↑	~	↑	↑	↓↓	~			↑↑	~	~	~						
S							↓		↓↓	↑↑				↓	↓	↓						
P					↑			↑	↓	↑↑			↑	↓	↓	↓↓						

↑ = AUMENTA

↓ = REDUCE

~ = CASI CONSTANTE

VARIAS FLECHAS = EFECTO MAS INTENSO

del mismo. La variedad de propiedades que puede obtenerse para un mismo acero mediante tratamientos térmicos y/o mecánicos es muy grande.

Una clasificación simple de los aceros

No resulta fácil definir estrictamente un acero, pero para nuestro estudio será suficiente decir que:

" Un acero es básicamente una aleación de hierro y carbono con un contenido de este último inferior a 2,11% en peso, que puede contener además otros elementos aleantes que influyen en forma más o menos importante en sus propiedades químicas, físicas y mecánicas."

Del punto de vista comercial y con el criterio simplista que nos hemos propuesto, podemos clasificar los aceros en cuatro grandes grupos, según su uso más general:

- aceros de construcción
- aceros estructurales
- aceros para herramientas
- aceros para usos especiales

PROPIEDADES MECANICAS, SUS PARAMETROS

Las propiedades mecánicas (Pm) que consideraremos en nuestro estudio se suponen conocidas.

Todas estas propiedades son función básica de la composición química (Cq). La dureza y resistencia a la tracción dependen fundamentalmente de % de C. Las demás propiedades, además del carbono son influenciadas en manera más o menos importante por los elementos de aleación.

El tamaño de grano (g) tiene también su influencia en los valores de las propiedades mecánicas.

En general podemos decir que cada acero presenta un cuadro de propiedades mecánicas correspondientes a su "estado natu--

ral" o de equilibrio y luego un cuadro de propiedades para cada tratamiento.

La sección de la pieza (d) quedará simbolizada para una forma simple -cilíndrica- por el diámetro (ϕ).

Es decir que si quisieramos representar matemáticamente lo dicho escribiríamos que:

$$P_m = f_1 (C_q, \xi, T_t, \phi) \quad (1)$$

o sea que las propiedades mecánicas en una pieza son función de la composición química, del tamaño de grano, del tratamiento térmico y de su sección.

Veamos ahora esquemáticamente como se fabrica una pieza para indagar donde se introduce cada uno de estos parámetros y como se van modificando (ver tabla I).

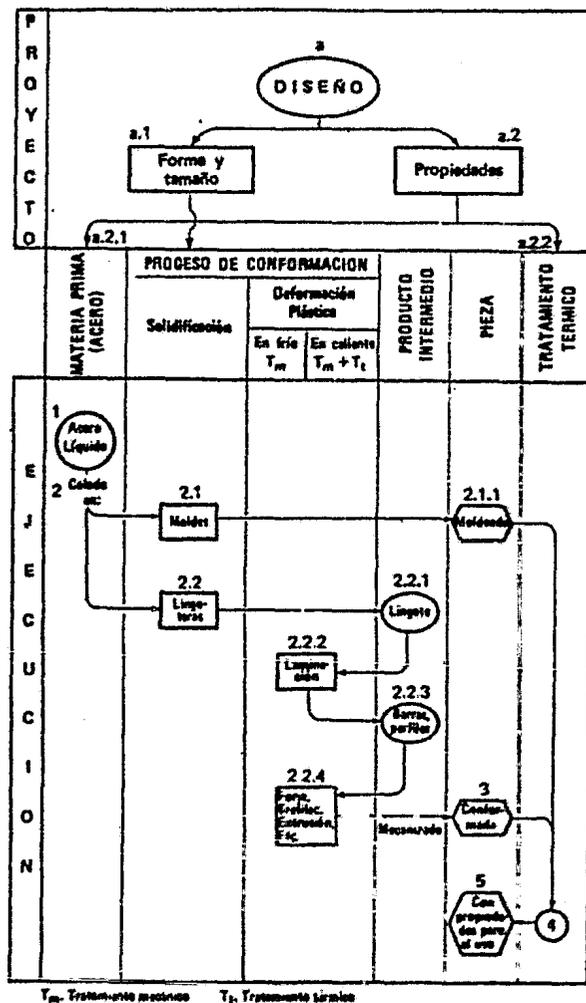
La composición química es una constante en todo el proceso: se selecciona en el proyecto (a.2.1) se fija, en el momento de la colada (2) y ya no varía en los tratamientos posteriores. La única excepción la constituyen los tratamientos termoquímicos que sólo afectan la composición superficial de la pieza en una profundidad que varía desde algunas centésimas de mm hasta un máximo que difícilmente excede mucho más del mm.

El tamaño de grano se mide en el acero pero es inherente al proceso; es decir que se actúa sobre él en todas las fases del mismo. Depende de la composición, de la solidificación y de todos los tratamientos térmicos y mecánicos subsiguientes. No olvidemos que los procesos de conformación por deformación plástica involucran tratamientos térmicos y/o mecánicos (vease en la tabla I, 2.2.2 y 2.2.4).

El tratamiento térmico es una condición que se introduce en la última fase del proceso (4). La respuesta en propiedades mecánicas de la pieza a los tratamientos térmicos es

función -entre otros factores- de la forma y tamaño de la misma.

TABLA II: CURSOGRAMA DEL PROYECTO Y FABRICACION DE UNA PIEZA



Esta forma y tamaño son inherentes a la pieza. Se definen en el proyecto del mecanismo (a.1) y se logra en los procesos de conformación (2.1), (2.2.2) y (2.2.4) y a partir de ellos se consideran constantes a nuestros efectos.

Se resume todo esto en la tabla II.

Tabla II: Resumen de la influencia de los procesos en las propiedades mecánicas de los aceros

	PROCESOS	PARAMETROS			
		C_q	ε	T_r	ϕ
DISEÑO	Diseño				○
	Selección del acero	○	○	○	○
ACERO	Conformación (Solidificación y/o deformac. plástica)	○	○	○	○
	Tratamiento térmico	○	○	○	○
		○	○	○	○
		→ Cte.	~ Variable	→ Cte.	→ Cte.

MICROESTRUCTURAS

Paralelamente a la determinación de las propiedades mecánicas podemos verificar mediante una observación microscópica de la pieza una microestructura granular que se origina en el proceso de solidificación del acero y que se modifica más o menos profundamente en cada uno de los tratamientos térmicos.

La importancia de esta microestructura es que resulta constante para cada composición química y para cada cuadro de propiedades y en la mayoría de los casos es posible seguir cualitativamente el cambio de propiedades por el cambio de la microestructura.

La experiencia ha demostrado que esa microestructura (Me) es fundamentalmente consecuencia de los mismos parámetros que definen las propiedades mecánicas. Es decir que aquí podríamos escribir también:

$$Me = f_2 (C_q, \varepsilon, t, \phi) \tag{2}$$

De esto se concluye una relación importante, que será muy

útil para todo lo que sigue y que podemos resumir en el esquema que se muestra en la figura 1.1.

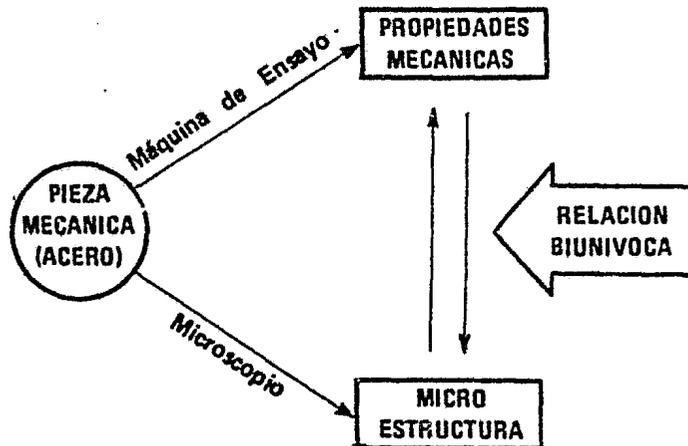


Fig. 1.1 - La microestructura como función de los parámetros que definen las propiedades mecánicas.

relación biunívoca : a cada microestructura corresponde un cuadro de propiedades definidas y cada cuadro de propiedades responde a una microestructura definida.

Además por cuadro de propiedades entendemos un conjunto de propiedades mecánicas coherentes que provienen de un tratamiento térmico definido y que por lo tanto están relacionadas entre sí.

LAS TENSIONES EN LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Como sabemos, el acero durante el temple desarrolla tensiones internas. Estas tensiones son consecuencia de deformaciones no uniformes producidas durante el enfriamiento.

A su vez, aquellas deformaciones provienen de diferentes gradientes térmicos producidos en distintas partes de la pieza por efectos de cambio de sección (masa), sumándose a todo esto las no menos importantes variaciones de volumen debidas a las transformaciones estructurales.

Los efectos finales pueden ser de tres tipos:

- (a) Las tensiones pueden superar en ciertos puntos el límite de rotura del material, en cuyo caso se producen fracturas. Este es el caso más crítico pues inutiliza la pieza. Debe evitarse a priori estudiando adecuadamente el diseño de la pieza, el medio de enfriamiento y composición del acero.
- (b) Las tensiones sobrepasan el límite de fluencia pero son inferiores a las de rotura.
En este caso el resultado es una deformación que podrá corregirse o no en el mecanizado final (rectificado). De no poder corregirse, produce también el descarte de la pieza. Valen también las mismas consideraciones que para el caso anterior si se quiere prevenir.
- (c) Las tensiones son inferiores al límite de fluencia y pueden quedar en la pieza como tensiones elásticas residuales.

Al no ser eliminadas o siéndolo sólo parcialmente, las tensiones residuales pueden en ciertos casos acumularse y producir por fatiga microfisuras que al propagarse inducen fallas prematuras.

Desarrollo de las tensiones en el temple

No obstante lo dicho, no todas las tensiones son igualmente perjudiciales, pudiendo alguna de ellas, según el sentido, la ubicación y la forma en que trabaja la pieza resultar benéficas. Es un hecho conocido que el desarrollo de tensiones superficiales de compresión se opone a la formación de fisuras en el temple y mejoran la resistencia de la fatiga en el uso.

El problema básico será pues, llegar a determinar qué tipo

de tensiones se van a producir en las distintas partes de la pieza durante el enfriamiento en el temple.

Por ello, haremos un enfoque simple, tratando de comprender las variables del problema que nos ayuden luego a pensar en los casos más difíciles.

Vamos a marcar en primer término una diferencia importante :

- (a) cuando la sección de la pieza temple completamente (estructura martensítica),
- (b) cuando la sección no temple completamente (el núcleo desarrolla estructuras perlíticas y/o bainíticas).

El estudio de ambos casos veremos que conduce a la formación de tensiones de distinto sentido.

Los parámetros a tener en cuenta en el análisis son los siguientes:

- (1) La velocidad de enfriamiento disminuye hacia el centro de la pieza, tanto más cuanto mayor es el diámetro y H. Es decir, que se produce un gradiente térmico.
- (2) El enfriamiento produce una contracción térmica, cuya velocidad estará en relación directa con la velocidad de enfriamiento. Este se traduce en una desigualdad de contracción en las distintas partes de la pieza.
- (3) La transformación de la austenita en perlita, bainita o martensita produce un aumento de volumen. Esta variación es opuesta a la contracción térmica y es tanto mayor cuanto más inestable es la estructura final.
- (4) La plasticidad de las estructuras desciende también en el mismo orden: austenita, perlita, bainita, martensita, con aumento de la fragilidad. A su vez, la plasticidad disminuye también con el aumento en el porcentaje de carbono.

- (5) Las zonas de la pieza susceptibles a la fisuración son aquéllas que en el temple desarrollan tensiones de tracción.

A la luz de estas condiciones veamos qué pasa en los casos (a) y (b) definidos al comenzar este parágrafo.

Temple total, caso (a)

El caso (a) se caracteriza porque, pese al gradiente térmico, entre superficie y núcleo, la velocidad de enfriamiento es superior a la crítica en toda la sección.

Se distinguen tres etapas bien definidas:

- a1) La primera ocurre desde la temperatura de temple hasta M_s de transformación de la estructura.
En esta etapa se desarrollan tensiones debidas al gradiente térmico. La contracción de la superficie es mayor que la del núcleo; por ello este último no permite la libre contracción de aquella. Tenemos como resultado que la superficie se tensiona a la tracción y el núcleo a la compresión.
El peligro de fisuras en la superficie es aquí muy pequeño debido a la plasticidad de la austenita.
- a2) La segunda etapa se produce con la transformación de la austenita en martensita en la superficie. Esta comienza a expandirse mientras que el núcleo, que no ha llegado todavía a M_s , sigue contrayendo, impidiendo la libre dilatación de la superficie.
Este efecto contrario desarrolla tensiones de compresión en la superficie y de tracción en el núcleo. En este caso, las tensiones en el núcleo no suelen ser peligrosas por la misma razón vista en a1) para la superficie.
- a3) La tercera etapa corresponde a la transformación de la austenita en el núcleo. Ahora éste expande mientras que

la superficie, que ha completado su transformación, sigue contrayendo por el enfriamiento.

El núcleo no puede expandir libremente por la acción constrictora de la superficie y desarrolla tensiones de compresión.

La superficie tampoco puede comprimirse libremente y queda sometida a importantes tensiones de tracción. La susceptibilidad a la fisuración es aquí seria pues las tensiones actúan sobre la martensita que es dura y frágil y prácticamente no admite deformación.

En la figura 1.2 se presentan esquemáticamente las variaciones de volumen y en la tabla III se consigna el estado de tensiones (ver página siguiente).

El gráfico de los cambios de volumen se produce desfasado en las distintas partes de la pieza por efecto del gradiente térmico.

Temple incompleto, caso (b)

El caso (b) se caracteriza porque la velocidad de enfriamiento del núcleo es inferior a la crítica. Ello introduce modificaciones importantes en las sucesivas etapas.

- b1) La primera etapa no difiere de la del caso (a).
b2) Esta etapa se diferencia del caso (a) en que tanto la superficie como el núcleo se transforman:

superficie ($V_e > V_c$): A → M (gran expansión)
núcleo ($V_e < V_c$): A → P (o B) (menor expansión).

De donde, A= Austenita
M= Martensita
P= Perlita
B= Bainita

Como consecuencia de la menor expansión del núcleo, se fr

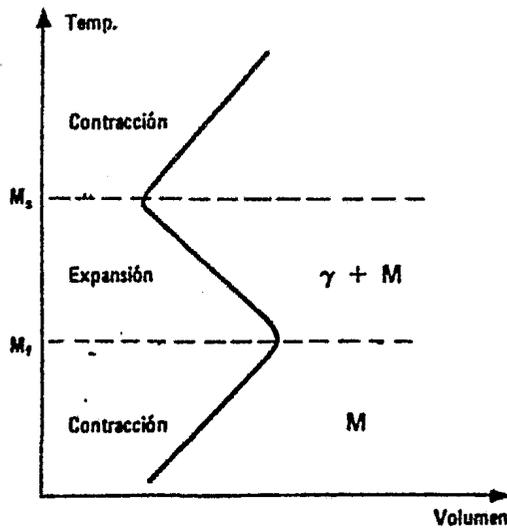


Fig. 1.2 Esquema de los cambios de volumen que se producen en la transformación de la austenita.

TABLA III: ESTADO DE TENSIONES EN LA SUPERFICIE Y EN EL NUCLEO PARA LAS DISTINTAS ETAPAS EN EL CASO DE TEMPLE COMPLETO

ETAPA	ESTADO DE TENSIONES			
	SUPERFICIE	Susceptibilidad a la fractura		NUCLEO
		Poca	Importante	
a1) Gradiente térmico	Tracción	Poca	-	Compresión
a2) $\gamma \rightarrow M$ (superficie)	Compresión	-	Poca	Tracción
a3) $\gamma \rightarrow M$ (núcleo)	Tracción	Importante	-	Compresión

na la de la superficie desarrollándose en esta última tensiones de compresión y en el núcleo, de tracción. Debido a que la expansión ocurre en ambas partes, las tensiones producidas no son importantes como para producir fisuras.

- b3) La tercera etapa abarca el enfriamiento de la superficie y del centro con sus respectivas contracciones. Debido al gradiente térmico, la superficie alcanza rápidamente la temperatura del medio mientras que el enfriamiento del núcleo es más lento. Esto sumado a la baja plasticidad de la martensita hace que el núcleo no pueda contraer libremente con lo cual desarrolla mayores tensiones de tracción mientras que la superficie aumenta las tensiones de compresión. En este caso las tensiones del núcleo pueden ser importantes y aumentar la tendencia a producir fisuras internas. Frente a esta tendencia, las estructuras perlíticas formadas en el núcleo presentan dos cualidades opuestas.

TABLA IV ESTADO DE TENSIONES EN LA SUPERFICIE Y EN EL NUCLEO PARA LAS DISTINTAS ETAPAS EN EL CASO DE TEMPLE INCOMPLETO

ETAPA	ESTADO DE TENSIONES			
	SUPERFICIE	SUSCEPTIBILIDAD A LA FRACTURA		NUCLEO
		Poca	Importante	
b1) Gradiente térmico	Tracción	Poca	-	Compresión
b2) $\gamma \rightarrow M$ (superficie) $\gamma \rightarrow P$ (o B) (núcleo)	Compresión	-	Poca	Tracción
b3) Enfriamiento (núcleo)	Compresión	-	Importante	Tracción

Por un lado son más plásticas que la martensita pero tienen menor resistencia.

Se resume el estado de tensiones en la tabla IV.

Tensiones internas

Ahora vamos a ver los tres géneros de tensiones internas:

(1) Las tensiones internas de tercer género.

Son tensiones internas zonales que aparecen entre las distintas zonas de una sección y entre diversas partes de una pieza. Cuanto mayor es el gradiente de temperaturas que surge durante el tratamiento térmico en la sección y entre las distintas partes de la pieza y de una serie de otras causas, tanto mayor importancia alcanzan las tensiones de primer género.

(2) Las tensiones internas de segundo género.

• Se producen dentro de un grano o entre granos vecinos.

Las tensiones internas de segundo género aparecen entre fases diferentes, debido a que éstas tienen distintos coeficientes de dilatación lineal o a que se forman nuevas fases que tienen volúmenes diferentes. Las tensiones internas de segundo género no dependen de aquellos factores de que dependen las de primer género, por ejemplo, de la velocidad de enfriamiento y de otros. Como las tensiones internas de segundo género aparecen entre determinados elementos de las estructuras suelen llamarse también "tensiones estructurales", y las de primer género, "tensiones térmicas".

Las tensiones internas de tercer género ejercen influencia en un volumen del orden de varias celdillas elementales de la red cristalina.

El caso en que un átomo extraño crea en torno a él, en la solución sólida, deformaciones elásticas de la red cristalina

es un ejemplo de cómo aparecen las tensiones de tercer grado.

Cualquiera que sea el género de las tensiones, en resumidas cuentas provocan el mismo efecto: deformaciones elásticas y alteraciones de la red cristalina.

(3) Las tensiones internas de primer género.

Las tensiones internas de primer género, cuya influencia es especialmente importante, porque son las únicas que pueden originar deformaciones y grietas en las piezas, dependen no sólo de los factores externos (velocidad de enfriamiento, tamaño y forma de la pieza, etc.), sino también de las propiedades del acero. Si el acero tiene poca plasticidad, las tensiones internas que aparecen no se atenúan con la deformación plástica y, si la tensión supera por su magnitud el valor de la resistencia a la rotura, se producen grietas.

En el proceso de calentamiento y enfriamiento, las tensiones internas varían, por ejemplo, durante el calentamiento las capas superficiales del acero experimentan tensiones de compresión, porque tienden a dilatarse y las capas más frías del metal del núcleo se lo impiden. Y al contrario, durante el enfriamiento las capas superficiales, cuya temperatura es más baja que la del núcleo, sufren tensiones de alargamiento, y el núcleo, tensiones de compresión.

Al final del enfriamiento le corresponde el equilibrio de las temperaturas en toda la sección. ¿Significa esto, acaso, que el establecimiento de una misma temperatura en todo el volumen conduce a la eliminación de las tensiones? No. Una vez que el enfriamiento y, por consiguiente, la contracción del volumen de la capa superficial termina, durante cierto tiempo continúan enfriándose las capas centrales y el volumen de las capas del núcleo disminuye, surgiendo tensiones internas que en el instante en que finaliza el enfriamiento en to-

da la sección adquirieron un valor determinado.

Las tensiones que se conservan en la pieza como resultado del enfriamiento, se llaman "tensiones residuales".

Selección del acero vs. tensiones de temple

Las tensiones de temple deben ser tenidas en cuenta en la selección del acero pues sino pueden producirse fallas en el proceso o uso de la pieza. El problema puede complicarse aún más en las piezas de grandes secciones, debido al gradiente térmico o en las de forma complicada pues en ellas puede haber secciones para las cuales el medio sea demasiado enérgico y otras en las cuales el temple ocurra según el caso (b), visto anteriormente.

Además, el diseño puede presentar irregularidades que ayudan a la formación o concentración de tensiones debidas al desigual enfriamiento.

En base a todo lo visto, los puntos a tener en cuenta para la selección del acero con el fin de reducir al mínimo los efectos causados por las tensiones de temple son:

- (a) Seleccionar el acero cuyo % de carbono sea el mínimo que permite lograr las propiedades requeridas. Esta regla vale también para los aceros empleados en el temple superficial a la llama o por inducción.
- (b) Seleccionar el acero cuya templabilidad no exceda en mucho a la requerida por la severidad del medio elegido. En el caso de tener que elegir un acero con mayor templabilidad, deberá ajustarse la severidad correspondiente.
- (c) Frente a problemas de fisuras en el temple o en el uso atribuibles a tensiones en el enfriamiento, resulta conveniente verificar:

- c1) Composición química, en especial el contenido de manganeso o elementos residuales que pueden modificar la templabilidad en forma importante.
- c2) La forma de la pieza para ver si los problemas se relacionan con los puntos de concentración de tensiones.
- (d) En los casos en que no es necesario un temple total, no pretender lograrlo pues con ello sólo conseguiremos aumentar la susceptibilidad a la fisuración.
- (e) En los casos en que debe usarse aceros con elevado porcentaje de carbono una práctica aconsejable es revenirlos enseguida después del temple. Con el revenido se alivian las tensiones rápidamente y la martensita se transforma en constituyentes más plásticos cuanto más elevada es la temperatura. Esto es posible pues las fisuras suelen aparecer hasta algunas horas después de realizado el temple. Cuánto más alta sea la temperatura de revenido y mayor la duración de éste, en un grado tanto mayor disminuirán las tensiones.
- (f) Cuando el problema en los casos de temple completo de la sección se hace difícil de resolver, se puede intentar cambiar el proceso de fabricación usando un acero que pueda templarse superficialmente o que pueda cementarse. Estos tratamientos, normalmente desarrollan tensiones superficiales de compresión.
- (g) Finalmente, otro procedimiento muy eficaz para solucionar el problema es someter a las piezas al tratamiento de martempering o temple escalonado martensítico, el cual veremos en el siguiente capítulo.

EL HIERRO Y SUS VARIEDADES ALOTROPICAS

Se sabe que el hierro presenta tres variedades alotrópicas que son estables en diferentes ámbitos de temperaturas. Las transformaciones de una variedad en otra aparecen a temperaturas fijas (críticas) y son reversibles, es decir que se producen tanto en el calentamiento como en el enfriamiento. La tabla V muestra las propiedades relacionadas con las distintas variedades.

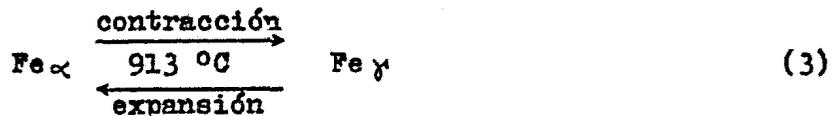
Transformación	Fe _α \rightleftharpoons Fe _γ \rightleftharpoons Fe _δ		
Punto crítico	A ₃		A ₄
Temperatura (°C)	913°		1.394°
Red cristalina	Cúbica de cuerpo centrado	Cúbica de caras centradas	Cúbica de cuerpo centrado
Átomos de hierro (Fe) por celdilla	2	4	2
Factor de empaquetamiento	68%	74%	68%
Parámetros de la red (Å)	2,866	2,904 3,647	2,932
Diámetro atómico (Å)	2,482	2,532 2,576	2,539
Volumen de la celdilla (Å ³)	23,55	24,49 48,50	25,12
Variación de volumen en la transformación	contrac. 0,994%	exp. 0,984%	exp. 0,54%
Solubilidad máxima del Carbono	Temperatura (°C)	727°	1.148° 1.495°
	% en peso	0,0218	2,11
	% atómico	0,098	9,47
Átomos /1.000 celdillas	2	400	8
Posición (x) y radio (Å) de los intersticios	 (00½) (x): Atomo de C alojado 0,19	 (½½½) (x): Atomo de C alojado 0,58	—

% Carbono (atómico) = 4,5 X %C (en peso) para aceros de C < 0,60

Tabla V: El hierro y sus variedades alotrópicas

Las dos variedades que interesan tecnológicamente son la α y la γ . La variedad α cristaliza en el sistema cúbico de cuerpo centrado y la variedad γ en el sistema cúbico de caras centradas (tabla V).

La importancia de estas dos variedades radica en que la distinta distribución origina también un distinto empaquetamiento de los átomos. La red cúbica de caras centradas es más compacta que la de cuerpo centrado. Esto significa que en la red cúbica de caras centradas hay menos espacio vacío (25%) que en la cúbica de cuerpo centrado (32%). Ese cambio de compacticidad se traduce también en una importante variación de volumen en la transformación, a saber:



Nótese que esta variación de volumen por cambio de estructura reviste caracteres críticos pues es opesta a la dilatación y contracción natural debidas al calentamiento y enfriamiento respectivamente. Este efecto contrario se traduce en los puntos críticos en tensiones peligrosas que se originan en los tratamientos térmicos y que pueden producir fisuras en el material.

La diferente compacticidad de ambas redes influye también en otra propiedad importante que es la solubilidad que cada una tiene respecto al carbono.

Puesto que el Fe_α tiene mayor porcentaje de espacios vacíos debería disolver más carbono. Sin embargo ocurre lo contrario, pues se demuestra geométricamente que la red cúbica de caras centradas tiene pocos espacios pero más grandes que los de la red cúbica de cuerpo centrado. Dado que el diámetro del átomo de C es pequeño comparado con el de Fe

Diámetro del átomo de C = 1,420 Å

Diámetro del átomo de Fe α = 2,482 Å

Diámetro del átomo de Fe γ = 2,576 Å

va a formar soluciones sólidas por inserción, o sea alojándose en los espacios que dejan las respectivas redes del hierro. Los espacios más favorables que dejan ambas redes para alojar el átomo de C se han marcado con cruces (x) en los gráficos al pie de la tabla V; son:

Fe α : centro de aristas paralelas, razones mecánicas (menos esfuerzo de separación elástica de los átomos): el mayor diámetro que puede alojarse en esas condiciones es de 0,38 Å (no es el mayor espacio de la red).

Fe γ : centro de arista o centro del cubo (posiciones equivalentes). Razones puramente geométricas; el mayor diámetro que puede alojarse es de 1,16 Å.

De acuerdo con esto vemos que la solubilidad es más fácil en el Fe γ que en el Fe α pero como el diámetro del C es 1,42 en ambos casos sólo puede solubilizarse con distorsión en la red; mucho mayor en el Fe α que en el Fe γ .

El Fe α disuelve como máximo 0,0218% de C a 723 °C (temperatura eutectoide). Con el enfriamiento disminuye y en condiciones de equilibrio se estima que a temperatura ambiente es de alrededor de 0,008%.

El Fe γ en cambio disuelve como máximo 2,11% a 1,130 °C (temperatura eutéctica).

En la transformación de ambas variedades alotrópicas a una dada temperatura y en la correspondiente variación de solubilidad se basa la interpretación de lo que sucede en los tratamientos térmicos de los aceros.

LO QUE RESULTA ETERNAMENTE
INCOMPENSIBLE EN LA NATURALEZA
ES QUE PODAMOS COMPRENDERLA.

A. EINSTEIN.

2. Tratamientos térmicos

En la actualidad, son muchos y muy variados los tratamientos térmicos que se dan a los aceros, de tal forma que haría falta un estudio exhaustivo y muy extenso de ellos, por lo que sólo daremos una breve explicación de los más usados.

Los tratamientos térmicos más usados son:

- (a) temple
- (b) recocido
- (c) normalizado
- (d) revenido
- (e) tratamientos que dependen de la transformación que tiene lugar a una sola temperatura predeterminada, durante un periodo dado de tiempo (transformaciones isotérmicas)
- (f) tratamiento subcero
- (g) cementación
- (h) nitruración
- (i) sulfinización
- (j) cianuración.

Estos últimos cuatro tratamientos, no se tratarán en este trabajo, ya que se consideran como tratamientos termoquímicos.

TEMPLE

El temple tiene por objeto endurecer y aumentar la resistencia de los aceros. Para ello, se calienta en general el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior (AC_3) y se enfría luego más o menos rápidamente (según la composición y el tamaño de la pieza) en un medio conveniente, agua, aceite, etc.

Aquí corresponde hacer una salvedad para aclarar un concepto erróneo generalizado. Se suele decir que sólo se pueden templear los aceros que tienen más de 0,25/0,30% de carbono y ello no es cierto. Todos los aceros se pueden templear; aún

los que tienen menos de 0,25% de C. Lo que sucede es que en los aceros de bajo C, la variación de las propiedades que se logran con el temple es mucho menor.

Con el temple, los aceros adquieren mayor dureza y resistencia pero disminuyen su plasticidad, se hacen más frágiles.

En los aceros de bajo carbono la variación de estas propiedades es tanto más pequeña cuanto menor es el porcentaje de carbono.

En algunas ocasiones se usa "temple" como sinónimo de dureza y eso puede ser cierto para los aceros pero para otros materiales no; por ejemplo: algunos bronce al templearlos se ablandan.

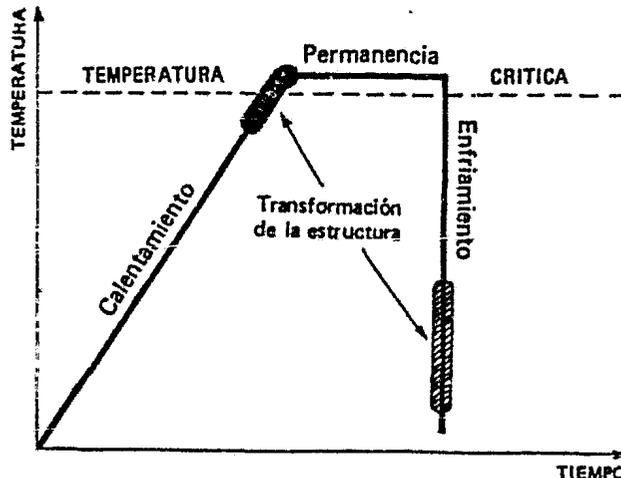


Fig. 2.1-Ciclo térmico del temple

El proceso de templeado cambia las propiedades físicas del acero. El acero para herramientas tiene un porcentaje de carbono más alto que el acero mecánico corriente o que el acero laminado en frío. El carbono es el elemento que causa el endurecimiento del acero cuando se le calienta a una temperatura determinada y se le enfría bruscamente en un medio de enfriamiento dado. En este proceso, el carbono pasa de su estado

elemental o no combinado al de carbono combinado que, a su vez, imprime dureza al acero.

Los objetos largos y delgados en el enfriado para templear, han de entrar verticalmente en el medio enfriante (agua por ejemplo) para evitar deformaciones.

Al templear objetos con perforaciones y roscados es práctico rellenarlos con materiales incombustibles (arcilla, por ejemplo) para impedir que penetre en ellos el agua y genere vapor, puesto que en estas condiciones es probable que se formen grietas o hendeduras.

REVENIDO

El revenido, es un tratamiento que se da a las piezas de acero que han sido previamente templadas. Con este tratamiento, que consiste en un calentamiento a temperatura inferior a la crítica A_{C1} ; se disminuye la dureza y resistencia de los aceros templados, se eliminan las tensiones creadas en el temple y se mejora la tenacidad, quedando el acero además con la dureza o resistencia deseada.

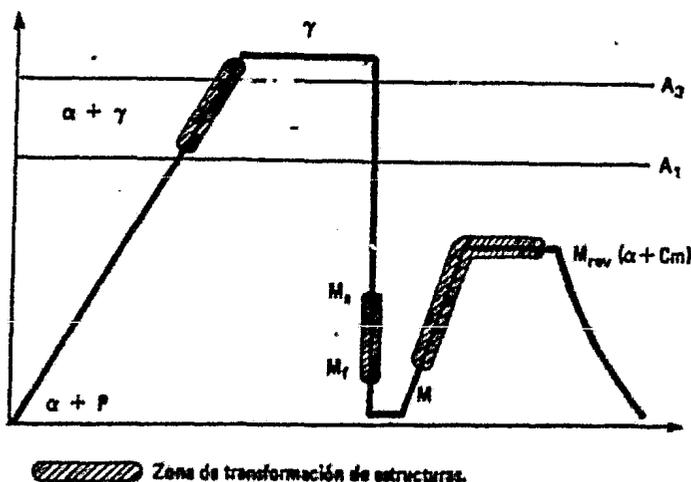


Fig. 2.2-Ciclo térmico del temple y revenido.

RECOCIDO

El recocido es un tratamiento térmico en el cual se calienta el acero hasta temperaturas superiores a AC_3 (o sólo mayores que AC_1 , si el recocido es incompleto) y después se enfría lentamente. El calentamiento superior a AC_3 asegura la recristalización completa del acero. El enfriamiento lento de recocido debe ocasionar necesariamente la descomposición de la austenita y su transformación en estructuras perlíticas.

Los objetivos principales del recocido son: la recristalización del acero y la eliminación de las tensiones internas.

Estos dos problemas se resuelven por medio del recocido completo ordinario, que consiste en calentar el acero por encima del punto crítico superior y en enfriarlo después lentamente.

Las diferentes clases de recocidos que se emplean en la industria se pueden clasificar en tres grupos:

- (1) recocidos con austenización completa,
- (2) recocidos subcríticos y
- (3) recocidos con austenización incompleta.

Recocidos de austenización completa o de regeneración.

En este caso el calentamiento se hace a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y luego el material se enfría muy lentamente. Sirve para ablandar el acero y regenerar su estructura.

Recocidos subcríticos.

El calentamiento se hace por debajo de la temperatura crítica inferior, no teniendo tanta importancia como en el caso anterior la velocidad de enfriamiento, pudiendo incluso enfriarse el acero al aire sin que se endurezca. Por medio de este tratamiento se eliminan las tensiones del material y se aumenta su ductilidad.

Se pueden distinguir tres clases de recocidos subcríticos:

- (a) de ablandamiento,
- (b) contra acritud y
- (c) globular.

A continuación se estudian cada uno de ellos.

(a) Recocido de ablandamiento.

Su principal objeto es ablandar el acero por un procedimiento rápido y económico. Con este tratamiento no se suelen obtener las menores durezas, pero en muchos casos las que se consiguen son suficientes para mecanizar perfectamente los materiales. El proceso consiste en calentar el acero hasta una temperatura, que siendo inferior a la crítica A_{C1} , sea lo más elevada posible y enfriar luego al aire. Las durezas que se obtienen en ciertos aceros de herramientas y de construcción de alta aleación, después de este tratamiento, suelen ser algunas veces demasiado elevadas para el mecanizado.

(b) Recocido contra acritud.

Se efectúa a temperaturas de 550° a 650°C , y tiene por objeto, principalmente, aumentar la ductilidad de los aceros de poco contenido de carbono (menos de 0,40%) estirados en frío. Con el calentamiento a esa temperatura, se destruye la cristalización alargada de la ferrita, apareciendo nuevos cristales poliédricos más dúctiles que los primitivos, que permiten estirar o laminar nuevamente el material sin dificultad. El enfriamiento se suele hacer al aire.

(c) Recocido subcrítico globular.

En ocasiones para obtener en los aceros al carbono y de baja aleación una estructura globular de muy baja dureza, en cierto modo parecida a la que se obtiene en el recocido globular de austenización incompleta (que se estudia a continuación), se les somete a los aceros a un calentamiento a tempe-

razas inferiores pero muy próximas a la crítica A_{C1} , debiendo luego enfriarse el acero lentamente en el horno.

Recocidos de austenización incompleta (globulares).

Son tratamientos que se suelen dar a los aceros al carbono o aleados, de más de 0,50% de carbono, para ablandarlos y mejorar su maquinabilidad. Consisten en calentamientos prolongados a temperaturas intermedias entre la crítica superior y la inferior, seguidos siempre de un enfriamiento lento. El fin que se persigue con estos recocidos es obtener la menor dureza posible y una estructura microscópica favorable para el mecanizado de las piezas. Por medio de estos tratamientos, se consigue con bastante facilidad en los aceros hipereutectoides, que la cementita y los carburos de aleación adopten una disposición más o menos globular, que da para cada composición una dureza muy inferior a cualquier otra microestructura, incluso la perlita laminar.

Unas veces se hace el recocido empleando un ciclo oscilante de temperaturas que son unas veces superiores y otras inferiores a A_{C1} . Otras veces (que suelen ser mayoría) se emplean temperaturas ligeramente superiores a A_{C1} . Al primero de estos tratamientos se le suele llamar "recocido globular oscilante" y al segundo se le llama "recocido globular de austenización incompleta".

En los aceros hipoeutectoides es algo más difícil obtener estructuras globulares, que por otra parte no tienen en general tanto interés como en los aceros hipereutectoides. Sin embargo con permanencias prolongadas y oscilaciones de temperatura se consigue también en los aceros de bajo contenido en carbono esas estructuras. Recientemente se ha comenzado a exigir estructuras globulares en numerosos aceros de construcción y de baja aleación. Un caso típico es un acero al carbono para tornillería (C=0,25 - 0,35%) que es roscado por lami-

nado en frío.

Doble recocido.

Quando se desean obtener muy bajas durezas se suele dar a los aceros primero un recocido de regeneración y luego otro subcrítico.

NORMALIZADO

Este tratamiento consiste en un calentamiento a temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior, seguido de un enfriamiento en aire tranquilo. De esta forma, se deja el acero con una estructura y propiedades que arbitrariamente se consideran como normales y características de su composición. Se suele utilizar para piezas que han sufrido trabajos en caliente, trabajos en frío, enfriamientos irregulares o sobrecalentamientos, y también sirve para destruir los efectos de un tratamiento anterior defectuoso. Por medio del normalizado, se eliminan las tensiones internas y se uniformiza el tamaño de grano del acero. Se emplea casi exclusivamente para los aceros de construcción al carbono o de baja aleación.

El normalizado se asemeja al recocido en que la temperatura máxima alcanzada es similar. La diferencia se encuentra en el método de enfriamiento. Mientras que en el recocido se retarda el enfriamiento, en el normalizado el acero se retira del horno y se permite su enfriamiento en aire quieto.

El normalizado, como es natural, es una operación térmica más barata que el recocido, porque el horno sólo se emplea para calentar y mantener el acero a la temperatura de normalizado, efectuándose el enfriamiento al aire, es decir, fuera del horno.

En los aceros al bajo carbono no aleados, prácticamente no existe diferencia de propiedades entre los estados recocido y normalizado y se recomienda someter estos aceros a normaliza-

do y no a recocido. En los aceros con contenido medio de carbono (0,3 - 0,5% de C) la diferencia de propiedades entre el normalizado y el recocido es mayor; en este caso el primer tratamiento no puede sustituir al segundo. Para estos aceros suele sustituirse el normalizado por una operación más cara: el mejorado o "bonificado" (que consiste, como se sabe, en un tratamiento doble: temple + revenido a alta temperatura). En este caso el normalizado da al acero mayor dureza que el recocido, pero este acero tiene algo menos plasticidad y tenacidad que el que se halla en estado mejorado.

El enfriamiento de normalizado se hace al aire tranquilo.

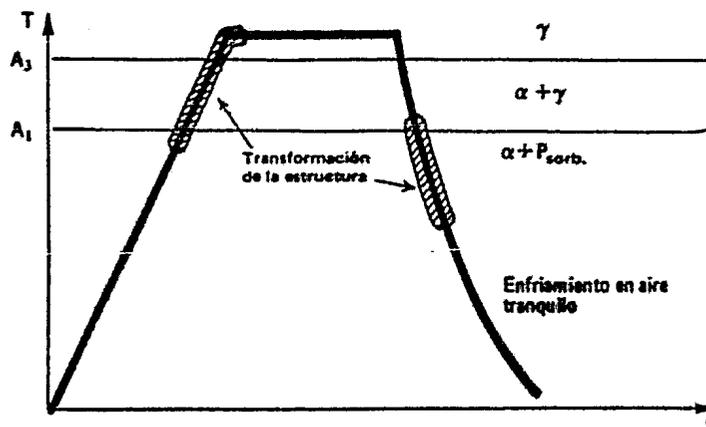


Fig. 2.3-Ciclo térmico del normalizado

TRATAMIENTOS ISOTERMICOS DE LOS ACEROS

Reciben este nombre ciertos tratamientos, en los que el enfriamiento de las piezas no se hace de una forma regular y progresiva, sino que se interrumpe o modifica a diversas temperaturas durante ciertos intervalos, en los que permanece el material a temperatura constante durante un tiempo, que depende de la composición del acero, de la masa de las piezas y de los resultados que se quieren obtener.

Después de los recientes estudios de la curva "S" de los aceros, se han desarrollado mucho estos tratamientos, que se usan en la actualidad para el temple de troqueles, herramientas, engranajes, muelles, etc. Se obtiene de esta forma una gran tenacidad, muy pequeñas deformaciones y se elimina el peligro de grietas y roturas. También se emplea con gran éxito un tratamiento de esta clase, que recibe el nombre de recocido isotérmico, para el ablandamiento de los aceros. A continuación veremos dos tratamientos térmicos, que se basan principalmente sobre un periodo isotérmico; estos son:

- (a) Martempering o Temple Escalonado Martensítico y
- (b) Austempering o Temple Escalonado Bainítico.

Martempering

Examinemos primero las condiciones bajo las cuales enfriará un cuerpo grande de acero. El centro enfriará con menos rapidez que la superficie exterior. Suponiendo, sin embargo, que enfriamos el acero bajo condiciones tales como las indicadas en la figura 2.4A, el acero se enfría en un baño a temperatura E dejándolo ahí hasta que la transformación está a punto de iniciarse. Luego, se retira del baño permitiéndosele enfriarse, de manera que comenzará a formarse martensita en F. El resultado neto es que, al permitir que el centro tenga la misma temperatura que la superficie en el baño, a temperatura E, hemos evitado un gradiente de temperatura pronunciado, en-

tre la superficie y el centro de la pieza en el momento en que comienza a formarse la martensita. El enfriamiento final en aire no será rápido, de manera que permita la formación de un gradiente de temperatura pronunciado y tanto el centro como la superficie se hacen martensíticos al mismo tiempo, reduciendo así, al mínimo, la tendencia a grietas de enfriamiento. El éxito de este tratamiento, se encuentra en el enfriamiento rápido del acero de manera que pasa a la "nariz", que se proyecta en la curva donde "se inicia la transformación". Una vez que se ha pasado con seguridad ese punto, un enfriamiento relativamente lento precipitará martensita. De haber cortado en la nariz, se formaría perlita fina.

Austempering

Consideremos cómo podemos obtener un tipo de estructura de revenido sin el enfriamiento drástico preliminar en agua. Este tratamiento conocido como "austempering", se ilustra en la figura 2.4B. Aquí el acero se enfría en un baño a una temperatura superior a aquella en que puede formarse la martensita, dejándolo que permanezca en esas condiciones un tiempo lo bastante prolongado para que la transformación se complete en G.

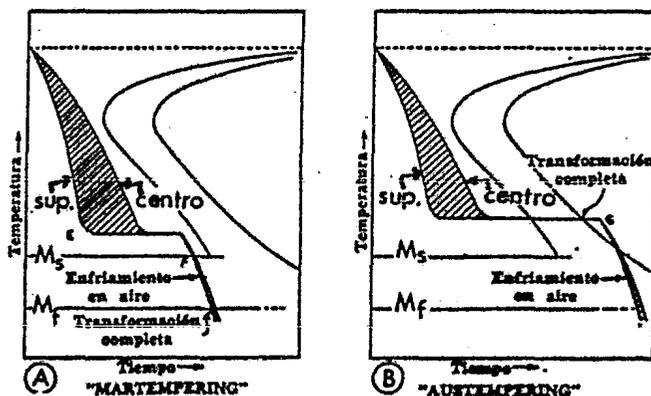


Fig. 2.4- (A) Temple escalonado martensítico y
(B) Temple escalonado bainítico.

Puesto que la transformación a bainita se completa en G, el acero puede enfriarse a temperatura ambiente a cualquier ritmo que se desee, pero es preferible el enfriamiento en aire. Así, pues, hemos logrado obtener una estructura similar a la de la troostita obtenida por temple y revenido. Sin embargo, ha sido evitado el enfriamiento drástico en agua desde arriba de la temperatura crítica superior. El austempering es por lo tanto, un proceso de importancia considerable cuando se tratan, térmicamente, piezas de secciones complicadas. Estas componentes pueden distorsionarse o rajarse si se tratan térmicamente por los métodos más convencionales de temple y revenido.

TRATAMIENTO SUBCERO

Este tratamiento se aplica en los aceros que después del temple normal en agua o aceite, conservan todavía en su estructura una cierta cantidad de austenita residual sin transformar, cuyo porcentaje varía con la composición, temperatura de austenización, medio de enfriamiento, tamaño de la pieza, etc.

Con el tratamiento subcero se consigue también transformar la austenita residual en martensita, y desde algunos años se viene utilizando este proceso para los aceros rápidos indeformables.

La experiencia ha demostrado que con los aceros para herramientas se consiguen los mejores resultados. Dando a los aceros, después de los temples subcero, una serie de revenidos a 160 ó 200 °C, combinados con enfriamientos por debajo de 0 °C.

En esencia este método de tratamiento a temperaturas bajo cero (temple subcero), se reduce a lo siguiente:

En muchas clases de acero templado hay una cantidad elevada de austenita residual. Si el punto final de la transforma-

ción martensítica se encuentra por debajo de 0°C , es evidente que un enfriamiento hasta más abajo de 0°C hará que se forme cierta cantidad adicional de martensita.

El aumento de la cantidad de martensita:

- a) aumenta la dureza;
- b) aumenta el volumen;
- c) aumenta las características magnéticas, y
- d) estabiliza las dimensiones.

Estas variaciones son tanto más importantes, cuánto más martensita se forma como resultado del tratamiento a temperatura bajo cero.

El tratamiento bajo cero se aplica a muchas piezas fabricadas con acero de alto contenido en carbono, para obtener la dureza máxima (herramientas, piezas cementadas, etc.).

En el tratamiento a temperaturas bajo cero aumenta el volumen, por lo que éste método se utiliza para restablecer las dimensiones de algunas piezas muy exactas (como, por ejemplo, los calibres). La presencia de austenita residual hace que las dimensiones de las piezas templadas sean inestables, debido a que es posible que se efectúe el proceso de descomposición isotérmica. El tratamiento a temperatura bajo cero, que disminuye la cantidad de austenita residual, estabiliza las dimensiones de las piezas templadas.

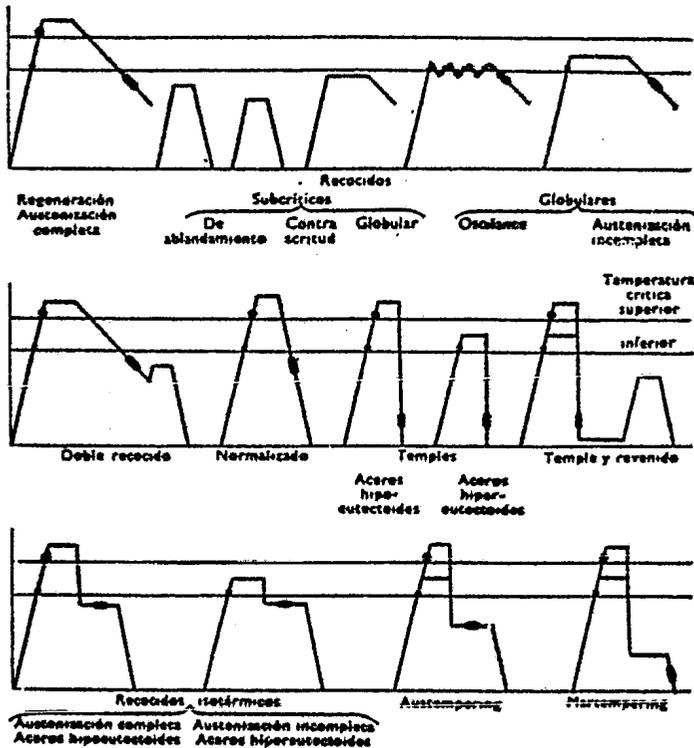
Para concluir este capítulo, podemos decir, que cualquier proceso de tratamiento térmico aplicado al acero incluye:

- (a) calentamiento uniforme del acero hasta alguna temperatura predeterminada;
- (b) enfriamiento con una rapidez que haya de producir en él el tipo de estructura deseado.

Aun cuando desde tiempo antiguo, el acero se ha tratado térmicamente con éxito, por artesanos que usaban el conoci---

miento que se basaba en una larga experiencia en la estimación visual de la temperatura, el tratamiento térmico del siglo XX generalmente demanda el control de esta temperatura por el empleo de un sistema pirométrico eficiente.

En la figura 2.5 tenemos un esquema que nos muestra los tratamientos térmicos más empleados, los cuales han sido brevemente explicados.



Esquema de los tratamientos térmicos más empleados y del desplazamiento de las zonas de transformación. Los puntos y zonas negras señalan las temperaturas de transformación del acero.

Fig. 2.5 - Tratamientos térmicos más empleados.

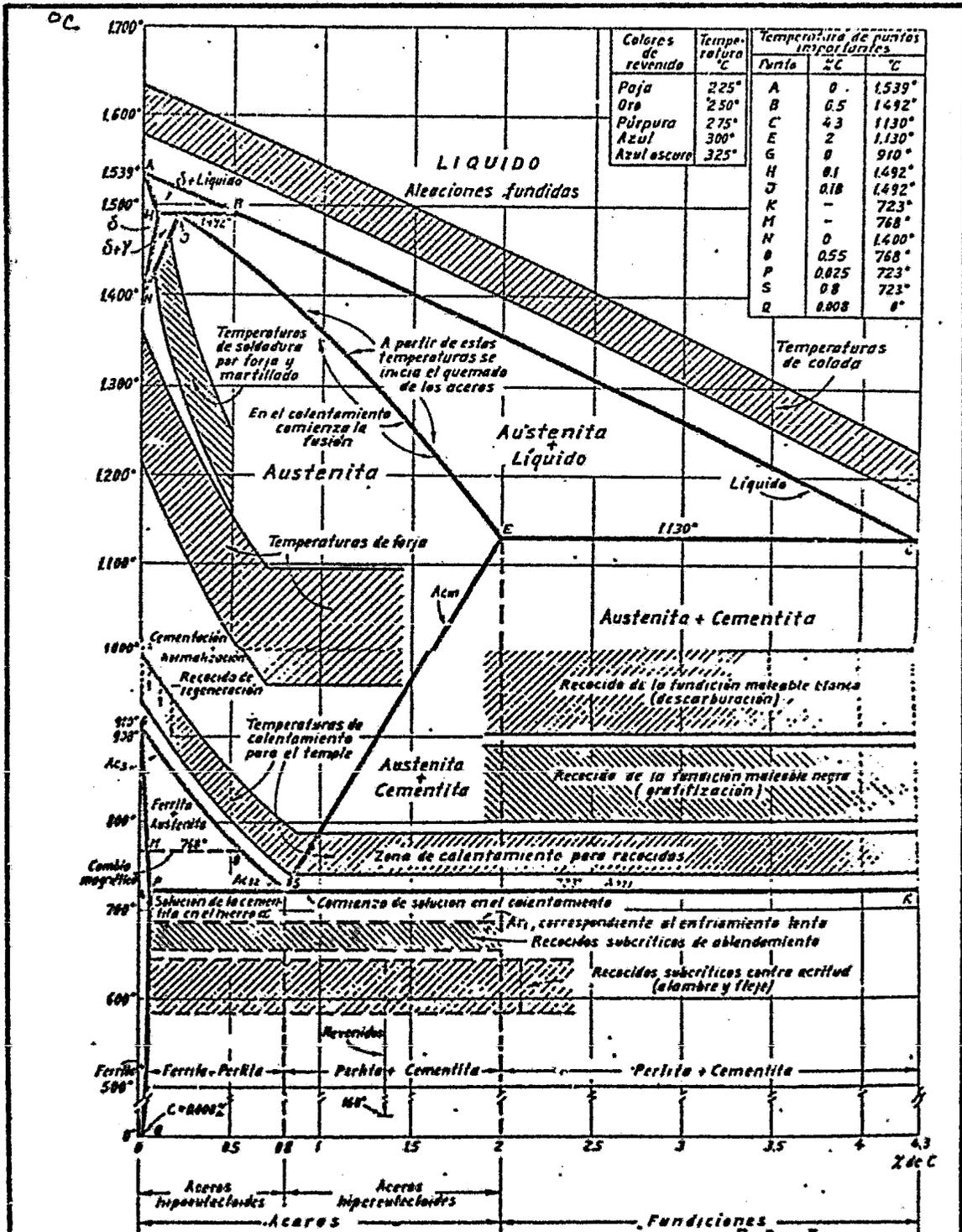


Diagrama de equilibrio hierro-carbono y su relación con los tratamientos térmicos de uso más frecuente

NO TE APRESURES POR LLEGAR AL FIN DE LA
CARRERA; DEJA QUE ALGUNO TE PASE DELANTE, Y CAMINARAS
MAS SEGURO CON LA EXPERIENCIA DE SUS PELIGROS.

BION

3. Microconstituyentes de los aceros

A continuación indicamos las principales características y propiedades de los diversos microconstituyentes de los aceros.

Ferrita

La ferrita es hierro alfa (Fe_{α}), o sea hierro casi puro, que puede contener pequeñas cantidades de silicio, fósforo y otras impurezas.

La ferrita es el constituyente más blando, dúctil y maleable de los aceros. Magnética y de pequeña fuerza coercitiva.

En los aceros puede aparecer bajo formas muy diversas.

(1) Como elemento proeutectoide que acompaña a la perlita.

En este caso se presenta:

- a).- En forma de cristales mezclados con los de perlita en los aceros de menos de 0,55 % de carbono aproximadamente.
- b).- Formando una red o malla que limita los granos de perlita en los aceros de 0,55 a 0,85 % de carbono, aproximadamente, y
- c).- En forma de agujas o bandas aciculares orientadas en la dirección de los planos cristalográficos de la austenita. Esta estructura es típica de los aceros en bruto de colada, en los que parte de la ferrita proeutectoide se precipita en forma de agujas dirigidas hacia el interior de los granos, en lugar de depositarse en la envolvente reticular o formar cristales independientes.

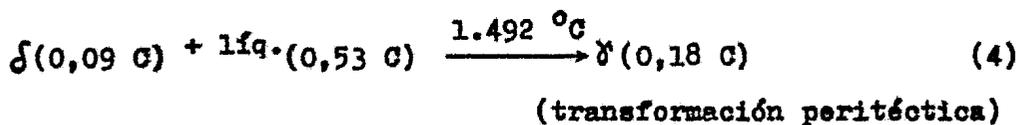
A este tipo de cristalización se le denomina estructura de Widmanstätten.

(2) También aparece como elemento eutectoide de la perlita, formando láminas paralelas, separadas por otras láminas de cementita.

- (2) También aparece como elemento eutectoide de la perlita, formando láminas paralelas, separadas por otras láminas de cementita.
- (3) En la estructura globular, propia de los aceros al carbono de herramientas (0,9 a 1,4 % de C) recocidos a temperaturas próximas a 723 °C (A_{321}), aparece formando la matriz que rodea a los glóbulos de cementita.
- (4) En los aceros hipoeutectoides templados, puede también aparecer mezclada con la martensita o con los demás elementos de transición formando zonas blancas irregulares o agujas finas, cuando las temperaturas de calentamiento han sido más bajas que la crítica (A_{c3}), el tiempo de calentamiento insuficiente o ha habido interrupciones en el enfriamiento.

δ (FERRITA δ)

Es la solución sólida de C en Fe δ . En este caso la máxima solubilidad es de 0,09 % a 1.492 °C. Esta solución produce a esa temperatura una transformación peritética con líquido de 0,53 % de C dando δ de 0,18 % de C.



CEMENTITA (Ca)

La cementita es carburo de hierro de fórmula Fe₃C. Su contenido en carbono es de 6,67 % y 93,33 % de hierro. Es el constituyente más duro y frágil de los aceros al carbono. Su estructura cristalina es ortorrómbica compleja pues la celdilla fundamental contiene 12 átomos de Fe y 4 de C.

La cementita es magnética a la temperatura ordinaria, pero pierde su magnetismo a 218°C .

Examinando los aceros al microscopio puede aparecer:

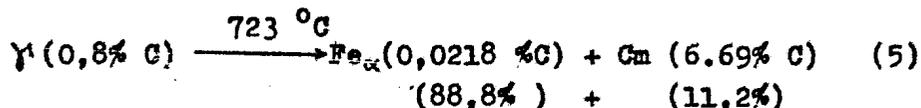
- (1) Como cementita proeutectoide en los aceros con más de $0,90\%$ de C, formando una red que envuelve los granos de perlita, y también en forma de agujas finas que partiendo de la red se dirigen hacia el interior de los cristales en las estructuras en bruto de colada.
- (2) Formando parte de la perlita, y en ese caso se le llama; cementita perlítica o eutectoide, y toma la forma de láminas paralelas separadas por otras de ferrita.
- (3) Como cementita globular se presenta en forma de pequeños glóbulos o granos redondos dispersos en una matriz de ferrita, cuando los aceros de $0,9$ a $1,4\%$ de C han sufrido un recocido a temperaturas próximas a 723°C (A_{321}).
- (4) En los aceros hipereutectoides templados, cuando la temperatura alcanzada ha sido superior a A_{321} , pero inferior a A_{cm} o cuando el tiempo de calentamiento no ha sido suficiente, aparece la cementita rodeada de martensita o de otros constituyentes de transición.
- (5) Como cementita terciaria, de forma alargada vermicular (en forma de gusano) en las uniones de los granos de los aceros de bajo contenido de carbono (inferior a $0,25\%$). En los aceros de más alto contenido en carbono la cementita terciaria con frecuencia se confunde con la eutectoide.

PERLITA (P)

La austenita, con $0,8\%$ de C a 723°C da una transformación eutectoide cuyo producto se llama: Perlita.

La perlita es un constituyente eutectoide formado por capas

alternadas de hierro alfa y carburo de hierro, es decir, de ferrita y cementita.



La perlita es de composición química constante y definida y contiene aproximadamente seis partes de hierro y una de carburo que corresponden a 11,2% de Cm y 88,8% de Fe_α .

La perlita aparece en general en el enfriamiento lento de la austenita o por la transformación isotérmica de la austenita en la zona de los 650° a 723 °C.

La ferrita y cementita que componen la perlita aparecen formando láminas paralelas y alternadas que tienen reflejos nacarados, por los que Sorby, en 1864, le dió el nombre de constituyente perlítico. Según la velocidad de enfriamiento, esas laminillas aparecen más o menos separadas, y cuando el enfriamiento ha sido bastante rápido, las láminas se acercan mucho, de forma que en el microscopio, aún con grandes aumentos, no se pueden distinguir.

Podemos, entonces decir, que la perlita es un constituyente tenaz y resistente y sus propiedades mecánicas dependen grandemente de la finura de sus laminillas de Cm y α la cual es a su vez función del enfriamiento: a mayor velocidad de enfriamiento mayor finura y mayor dureza.

	HB	σ _t	A(%)
Perlita gruesa (recocido)	220	80	15
Perlita media	250	84	14
Perlita fina (normalizado)	300	94	12

La perlita gruesa, se obtiene cuando se enfría dentro del horno. La perlita fina, se obtiene cuando se enfría dentro del horno bastante rápido o cuando se deja enfriar el acero al aire.

AUSTENITA

Es una solución sólida de carburo de hierro en hierro gamma. Puede contener desde 0 hasta 1,7% de carbono y es, por lo tanto, un constituyente de composición variable. Todos los aceros se encuentran formados por cristales de austenita cuando se calientan a temperaturas superiores a las críticas (Ac_3 ó Acm).

Aunque generalmente es un constituyente inestable, se puede obtener esa estructura a la temperatura ambiente por enfriamiento rápido de aceros de alto contenido de carbono o de muy alta aleación.

En algunos aceros de alta aleación, como los cromo-níquel-inoxidables 18-8, 24-12 y los aceros altos en manganeso ($Mn = 12\%$), aparece la austenita a temperatura ambiente por simple enfriamiento al aire.

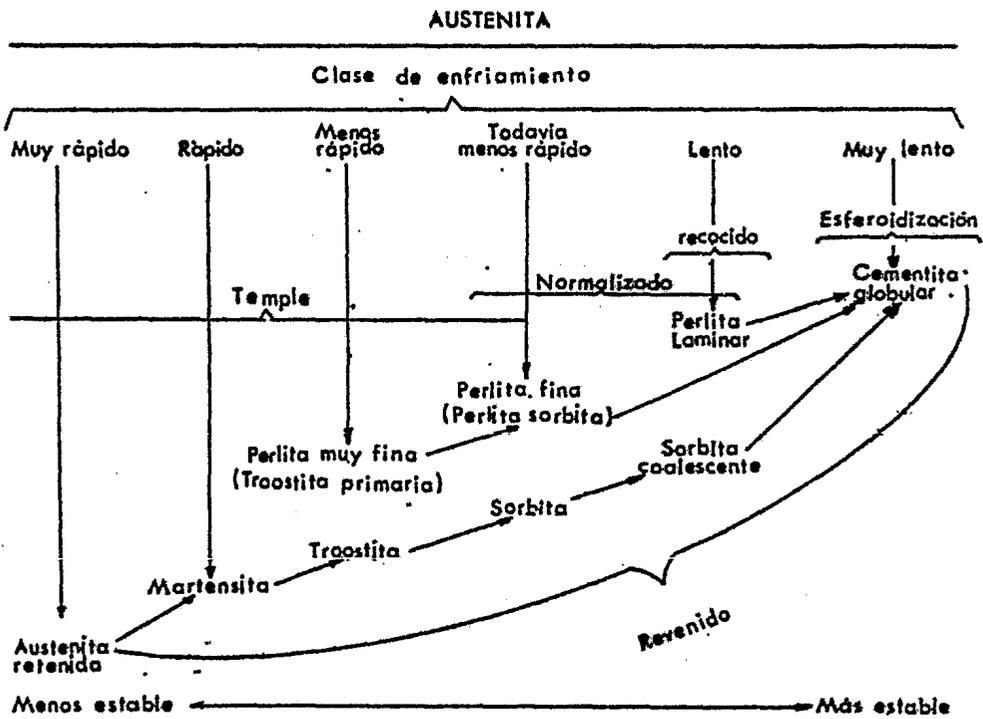
Templando perfiles muy delgados de aceros de elevado contenido de carbono, desde alta temperatura en agua fría, aparecen grandes cristales blancos de austenita mezclados con agujas en zigzag de martensita.

En los aceros austeníticos de alta aleación se presenta formando cristales poliédricos parecidos a los de la ferrita, pero se diferencia de éstos por ser sus contornos más rectilíneos y los ángulos vivos.

Su resistencia es de 88 a 105 Kg/mm^2 aproximadamente, su dureza de 300 Brinell y su alargamiento de 30 a 60 %. Es poco magnética, blanda, muy dúctil y tenaz. Tiene gran resistencia al desgaste, siendo el constituyente más denso de los aceros.

A la temperatura ordinaria, es muy raro encontrarla en las microestructuras de las piezas o herramientas con aceros de baja aleación. Aparece en cambio, más frecuentemente aunque en cantidades muy pequeñas y casi siempre mezclado con la mar

tensita en los aceros aleados, enfriados rápidamente desde al ta temperatura, siendo, como es natural, el constituyente fundamental en los aceros cromo-níquel austeníticos y de los aceros con 12% de manganeso.



Esquema de los constituyentes que se forman en el enfriamiento de los aceros en estado austenítico y en el revenido de los aceros templados.

Ubicando los constituyentes que hemos visto en un diagrama obtenemos, el diagrama de Fe-Cm, metastable, pues la forma más estable del C no es la cementita, sino el grafito (vease figura 3.2).

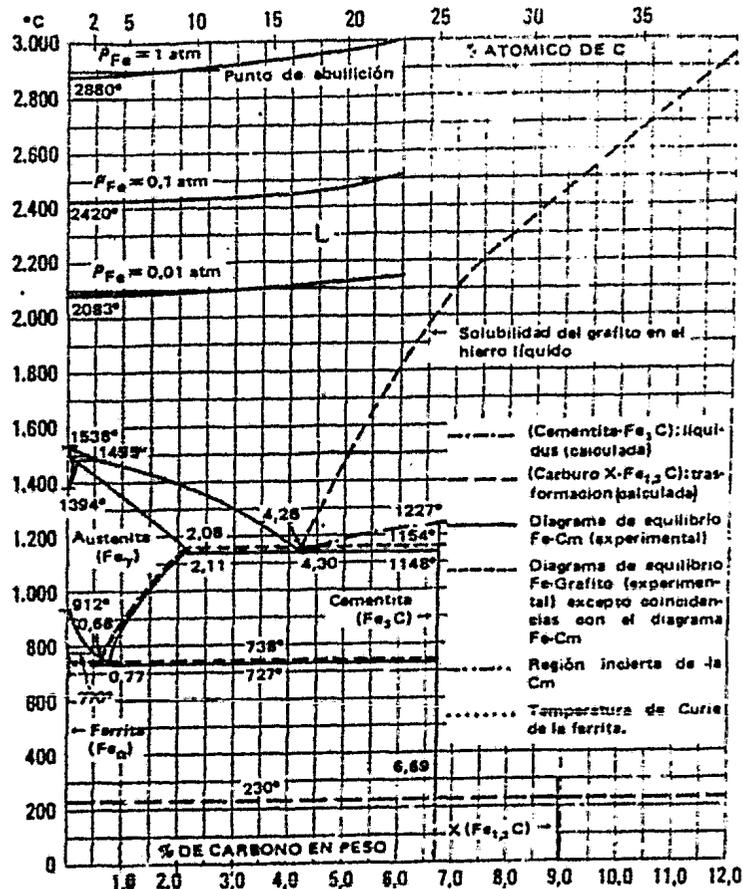


Fig. 3.2 - Diagrama de hierro-carbono

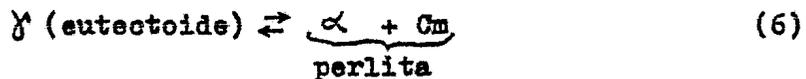
No obstante, para los aceros —que es la parte que nos interesa— la Cm es estable y se forma aun en condiciones de enfriamiento muy lento (recocido).

La parte del diagrama que vamos a considerar es la de los aceros de construcción, o sea los que tienen menos de 0,65%

porcentaje. A T_3 (punto 2) tenemos en equilibrio: ferrita de composición a y austenita de composición b (aprox. 0,60% de carbono). El % de cada constituyente se obtiene aplicando la regla de la palanca.

$$\% \alpha_a = \frac{2 b}{a b} \times 100 ; \quad \% \gamma_b = \frac{2 a}{a b} \times 100$$

Al llegar a 723 °C (A_1) la ferrita alcanza su máxima saturación ($C = 0,0218\%$) y la austenita tiene la composición eutectoide ($C = 0,77\%$). En estas condiciones todo el Fe_γ de la austenita se transforma en Fe_α y como este disuelve poco C éste tiene que separarse y lo hace en forma de Cementita. La transformación y separación se hace a temperatura constante y se obtiene una mezcla eutectoide de láminas cristalinas yuxtapuestas de ferrita y cementita que recibe el nombre de perlita.



Resumiendo toda la transformación en un esquema tendríamos el de la figura 3.4 (vease página siguiente).

Analizando esta transformación y observando el diagrama vemos que todos los aceros que tienen menos de 0,77% de C se van a transformar de la misma manera dando a temperatura ambiente los mismos constituyentes: ferrita y perlita, aunque en distintas proporciones, según el % de C (ver figura 3.4).

Todos estos aceros, por tener menos de 0,77% de C (concentración eutectoide) se llaman hipoeutectoides. Los aceros de construcción son pues todos aceros hipoeutectoides.

Aplicando la regla de la palanca es fácil ver que:

$$\% \text{ Perlita} = \frac{\% \text{ de C}}{0,77} \times 100 \quad (7)$$

El porcentaje de ferrita será:

$$\% \text{ Ferrita} = \frac{0,77 - \% C}{0,77} \times 100 \quad (8)$$

Así, por ejemplo en el acero en cuestión tendremos:

$$\% \text{ Perlita} = \frac{0,45}{0,77} \times 100 = 58 ;$$

$$\% \text{ Ferrita} = \frac{0,77 - 0,45}{0,77} \times 100 = 42$$

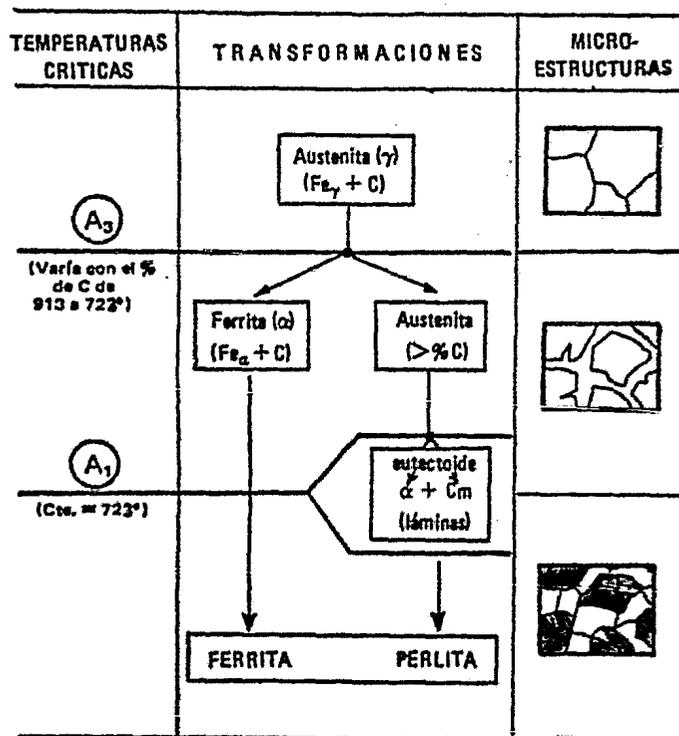


Fig. 3.4 - Esquema de las transformaciones en el enfriamiento de un acero de 0,45% de C.

TROOSTITA

Este constituyente es un agregado extremadamente fino de cementita y de hierro alfa. Se produce por enfriamiento de la austenita a velocidad ligeramente inferior a la crítica de temple, o por transformación isotérmica de la austenita a temperaturas de 500 °C a 600 °C aproximadamente según sea la composición de los aceros. Aparece en los aceros enfriados desde el estado austenítico a velocidades ligeramente inferiores a las de temple y en el corazón de grandes piezas templadas en agua, y de otras pequeñas templadas en aceite.

Sus propiedades físicas son intermedias entre la martensita y la sorbita. Es magnética.

Tiene una resistencia de 140 a 175 Kg/mm², su dureza es de 400 a 500 Brinell, y el alargamiento de 5 a 10 %.

Es un constituyente nodular oscuro, con estructura radial y aparece generalmente acompañando a la martensita y a la austenita, situándose en los contornos de los cristales.

Examinada con grandes aumentos, se puede apreciar la presencia de laminillas que revelan la existencia de una estructura análoga a la de la perlita, orientadas hacia un nódulo central.

SORBITA

Es un agregado fino de cementita y hierro alfa. Se obtiene por enfriamiento de la austenita a velocidad bastante inferior a la crítica de temple o por transformación isotérmica de la austenita en la zona de 600 °C a 650 °C aproximadamente.

Su resistencia es de 88 a 140 Kg/mm², su dureza de 250 a 400 Brinell y su alargamiento es de 10 a 20 %. Es el consti---

tuyente de máxima resistencia en los aceros.

Con pocos aumentos aparece mal definida en forma de manchas difusas, pero con grandes amplificaciones se ve en forma de pequeños gusanillos y a veces como granos blancos muy finos sobre un fondo oscuro.

A veces se confunde con la perlita y aparece muy frecuentemente en la estructura de los aceros hipo e hipereutectoides normalizados o recocidos, pero se diferencia de aquella por su aspecto más confuso.

Es el constituyente de casi todos los aceros forjados o laminados, pues la velocidad de enfriamiento en estos procesos no suele ser lo suficientemente lenta para la formación de perlita.

En la actualidad y como consecuencia del mejor conocimiento de los procesos de nacimiento y desarrollo de los diversos constituyentes microscópicos, existe una gran tendencia a agrupar la troostita y sorbita junto con la perlita en una familia de constituyentes laminares. De acuerdo con los estudios derivados de la curva de la "S" se ha visto que se diferencian entre sí fundamentalmente por su zona o temperatura de formación. La perlita se forma a elevada temperatura próxima a la eutectoide, la sorbita a temperatura un poco inferior y finalmente la troostita a más baja temperatura, de 500 °C a 600 °C.

BAINITA

De todos los microconstituyentes, es el último, que se ha descubierto. Aunque puede aparecer en el temple, se le dedica más atención al estudiar los tratamientos isotérmicos por ser el constituyente característico de uno de ellos conocido con el nombre de "austempering".

Fué Bain, al estudiar la transformación de la austenita a temperatura constante, quien primero lo clasificó con precisión.

En sus trabajos enfriaba una serie de probetas desde alta temperatura (estado austenítico) en baños de metales o sales fundidas y observaba las estructuras obtenidas después de haber mantenido el acero en el baño caliente periodos variables de tiempo.

Los discípulos de Bain llamaron, en honor a su maestro, bainita a ese constituyente que se forma en esa isotérmica transformación de la austenita, cuando la temperatura del baño de enfriamiento es de 250 °C a 600 °C aproximadamente.

Desde un principio se diferenciaron dos tipos de estructuras. La bainita superior de aspecto arborescente, formada a 500 °C - 550 °C, que difiere bastante de la bainita inferior, formada a más baja temperatura 250 °C - 400 °C, que tiene un aspecto bastante parecido a la martensita. La bainita superior está formada por una matriz ferrítica conteniendo carburos (en los aceros al carbono, cementita). Las placas discontinuas de los carburos tienden a tener una orientación paralela a la dirección de las agujas de la propia bainita.

Otros autores señalan otra bainita de tipo intermedio que por su aspecto recuerda a la bainita superior. Sin embargo, en ella los carburos son más pequeños y peor orientados que en la superior.

CARBUROS

Son cuerpos muy duros que se forman al combinarse algunos elementos especiales con el carbono. De acuerdo con su constitución se pueden considerar de tres clases diferentes:

- (1) Los carburos simples que están formados por un elemento especial combinado con el carbono.
- (2) Los carburos dobles de un elemento especial y hierro, y
- (3) Los carburos constituidos por mezclas isomorfas de un carburo simple con el carburo de hierro.

A altas temperaturas estos carburos pueden disolverse en el hierro y pueden formar, por lo menos parcialmente, solución sólida con la austenita.

Se presentan principalmente en los aceros rápidos, aceros indeformables con alto contenido de cromo, etc. siendo el cromo, tungsteno, molibdeno y vanadio los elementos que lo forman.

Una de las propiedades más importantes de los aceros con carburos es la facultad que poseen de conservar su dureza cuando son calentados a temperaturas relativamente elevadas, mientras que los aceros al carbono templados, de estructura martensítica, se ablandan mucho más rápidamente. Por eso se utilizan esos aceros para fabricar herramientas que conservan su poder cortante aun trabajando casi al rojo.

MARTENSITA

Es el constituyente típico de los aceros templados. Se admite que está formado por una solución sólida sobresaturada de carbono o carburo de hierro en hierro alfa, y se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde alta temperatura.

Su contenido de carbono suele variar generalmente desde pequeñas trazas hasta 1% de C y algunas veces, en los aceros hipereutectoides, aún suele ser más elevado.

Sus propiedades físicas varían con su composición, aumen--

tando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono, hasta un máximo para $C = 0,90\%$ aproximadamente. Después de los carburos y la cementita, es el constituyente más duro de los aceros. Tiene una resistencia de 170 a 250 Kg/mm^2 una dureza de 50 a 68 Rockwell-C y alargamiento de 2,5 a 0,5 por ciento. Es magnética.

El nombre de martensita fué dado por Osmond en honor de Martens, notable metalurgista alemán.

Presenta un aspecto marcadamente acicular, formando agujas en zigzag, con ángulos de 60° .

Cuando aparecen las agujas de la martensita sobre un fondo blanco de austenita, la observación con grandes aumentos es bastante clara.

Esta estructura se suele obtener en los aceros de alto contenido de carbono y alta aleación, templados desde elevada temperatura, en los que no se ha conseguido la completa transformación de la austenita en martensita, quedando en algunas ocasiones hasta 30% de austenita sin transformar. En cambio, cuando la transformación es completa, al no existir el fondo blanco de austenita, la observación es más difícil. Cuando el temple se hace a temperatura correcta, en general se obtienen estructuras de martensita muy fina, de aspecto difuso, que suelen exigir 1000 ó más aumentos para su interpretación.

La martensita cristaliza en el sistema tetragonal, estando formada su red elemental por un paralelepípedo que difiere muy poco del cubo de cuerpo centrado del hierro alfa, véase figura 3.5 (siguiente página).

Parece que en la martensita son los átomos de carbono los causantes de la deformación de la red cúbica del hierro alfa, que se transforma tetragonal, teniendo el paralelepípedo elemental dos lados iguales, y el tercero, que es un poco mayor, guarda con los otros dos una relación que varía desde

1,06 a 1 cuando el contenido en carbono disminuye aproximadamente de 1% hasta 0.

La probable posición de los átomos de carbono en la red tetragonal de cuerpo centrado de la martensita, se puede ver en la figura 3.5.

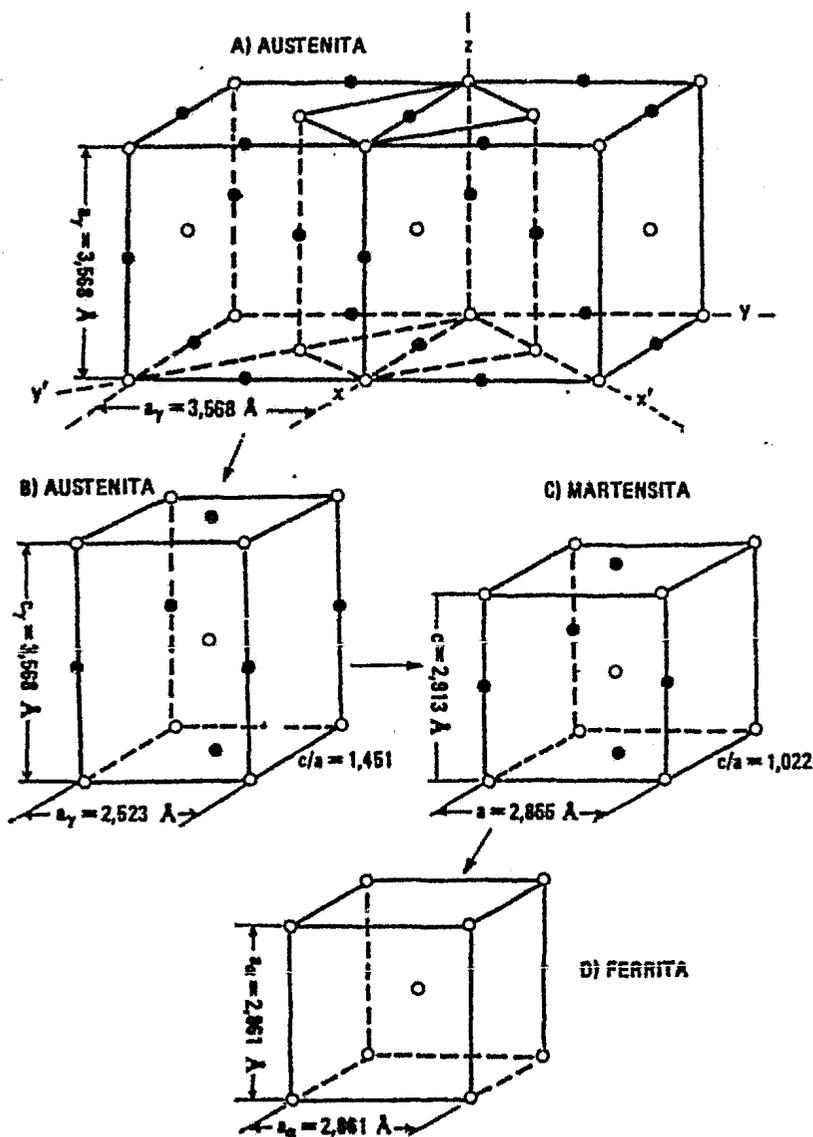


Fig. 3.5 - Distorsión de Bain en la transformación martensítica.

Por calentamiento a baja temperatura ($50^{\circ}\text{C} - 250^{\circ}\text{C}$) la red tetragonal inestable de la martensita se transforma en red cúbica idéntica a la del hierro alfa, precipitándose el carbono en forma de pequeñas partículas submicroscópicas. Para diferenciar ambos tipos de martensita, se llama martensita alfa a la red tetragonal obtenida en el temple y martensita beta, a la red cúbica, obtenida calentando a baja temperatura la martensita alfa.

Al examinar diferentes microfotografías de aceros templados, se observa con sorpresa que la martensita algunas veces aparece oscura y en cambio otras veces aparece blanca. Esto ocurre porque en el acero templado, después de ser atacado por reactivos adecuados, la martensita queda poco coloreada (martensita alfa) y es relativamente difícil apreciar las agujas que la componen. Para facilitar su observación, en algunas microfotografías, se presenta la martensita después de haber sufrido un ligero calentamiento a $50^{\circ}\text{C} - 250^{\circ}\text{C}$, que es más oscura y presenta muy destacadas las formas y detalles de sus agujas (martensita beta).

A todos los constituyentes que se obtienen en el revenido de la martensita, se les conoce con el nombre de martensita revenida.

Sabemos que la dureza de las agujas de martensita es mucho mayor que la de la austenita. Se hicieron diversas impresiones con la pirámide de diamante Vickers en un acero cuya estructura está formada por agujas de martensita y cristales de austenita, siendo la carga empleada de 2,5 gramos, y de 5 gramos. En esta última se apreció las diferencias entre los tamaños de las huellas en ambos constituyentes que revelan la extraordinaria dureza de las agujas de martensita.

Características de la transformación martensítica

Veamos ahora algunas características de la transformación martensítica que nos ayudarán a comprenderla mejor y explicar los problemas que presenta el temple:

- 1^o) Se produce sin que haya difusión.
- 2^o) Se produce a bajas temperaturas.
- 3^o) Es continua (temperatura de principio y fin).
- 4^o) Requiere una velocidad mínima de enfriamiento.

Todas estas características están relacionadas entre sí.

Cuando decimos que una transformación se produce con "difusión" queremos significar que los átomos para reordenarse se mueven al azar y en forma más o menos desordenada trasladándose a distancias de varios parámetros (atravesando varias celdillas) para poder reagruparse en la distribución de la nueva estructura.

Una "transformación sin difusión" (por corte) se produce por pequeños desplazamientos definidos, ordenados y simultáneos de unos átomos con respecto a otros de la red matriz. En la transformación martensítica no se conoce exactamente cómo se producen los movimientos atómicos pero las posiciones iniciales y finales dan cuenta de esos pequeños desplazamientos. Bain (de quien deriva el nombre de bainita) ha explicado mediante desplazamientos puros, simples y homogéneos cómo de la estructura cúbica de caras centradas (γ) llegamos a la cúbica de cuerpo centrado (α) pasando por la tetragonal de cuerpo centrado de la martensita. Esta distorsión que permite pasar de una estructura a otra por simple expansión o contracción de los parámetros cristalográficos es lo que se llama "distorsión de Bain" (fig. 3.5).

La segunda característica es que "se produce a bajas temperaturas". Evidentemente esto es así porque a bajas tempera-

turas no hay difusión y quedan así bloqueadas las transformaciones perlíticas y bainíticas.

La tercera característica nos dice; que " la transformación martensítica es fundamentalmente continua ". Con ello se quiere decir que comienza a una temperatura (M_s) y termina a otra inferior (M_f) separada de la primera por $150^\circ/300^\circ\text{C}$. Este continuo sobreenfriamiento proporciona la fuerza impulsora para la completa transformación.

Ambas temperaturas son función de la composición química. Fundamentalmente del % de C. No obstante en M_f intervienen otros factores del proceso que harán que no quede claramente definido.

Se han propuesto un cierto número de fórmulas para calcular aproximadamente la temperatura M_s de un acero partiendo de su composición química.

R.A. GRANGE Y H.M. STEWART:

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 537 - 361 (\%C) - 38,8 (\%Mn) - 19,4 (\%Ni) - 38,8 (\%Cr) - 27,7 (\%Mo) \quad (9)$$

Para aceros debilmente aleados, las siguientes tres fórmulas nos dan una buena aproximación.

NEHRENBERG:

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 500 - 300 (\%C) - 33 (\%Mn) - 17 (\%Ni) - 22 (\%Cr) - 11 (\%Si) - 11 (\%Mo) \quad (10)$$

STEVEN Y HAYNES :

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 561 - 474 (\%C) - 33 (\%Mn) - 17 (\%Cr) - 21 (\%Mo) \quad (11)$$

ANDREWS:

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 539 - 423 (\%C) - 30,4 (\%Mn) - 17,7 (\%Ni) - 12,1 (\%Cr) - 11 (\%Si) - 7,5 (\%Mo) \quad (12)$$

La fórmula (12), más reciente, se aplica muy bien a los aceros de contenido menor a 0,6% de carbono y 5% de cada elemento de aleación.

CAPORCELA:

$$M_n(^{\circ}C) = 514 (K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4 \cdot K_5 \cdot K_6 \cdot K_7 \cdot K_8) \quad (13)$$

donde:

$$\begin{aligned} K_1 &= 1 - 0,620 (\%C) \\ K_2 &= 1 - 0,120 (\%Co) \\ K_3 &= 1 - 0,092 (\%Mn) \\ K_4 &= 1 - 0,070 (\%Cr) \\ K_5 &= 1 - 0,045 (\%Ni) \\ K_6 &= 1 - 0,033 (\%Si) \\ K_7 &= 1 - 0,029 (\%Mo) \\ K_8 &= 1 - 0,013 (\%W) \end{aligned}$$

La figura 3.6 (vease página siguiente), muestra las curvas de M_n y M_f en función del \dot{c} de C .

La velocidad de enfriamiento a partir de la cual toda la estructura resulta martensítica se llama: velocidad crítica de temple.

La velocidad crítica es un concepto clave en el temple; es distinta para cada acero y depende fundamentalmente de su composición química y también en parte del tamaño de grano.

$$V_c = \gamma(O_g, g) \quad (14)$$

A mayor $\left. \begin{array}{l} \% C \\ \% \text{ elemento aleante} \\ \text{tamaño de grano} \end{array} \right\} \text{ Menor } V_c$

¿ Qué significa menor V_c ?

Significa simplemente que puedo enfriar en un medio menos energético para obtener la estructura martensítica. Por ello los aceros al C, en general se templen en agua; los aleados en aceite y los muy aleados al aire.

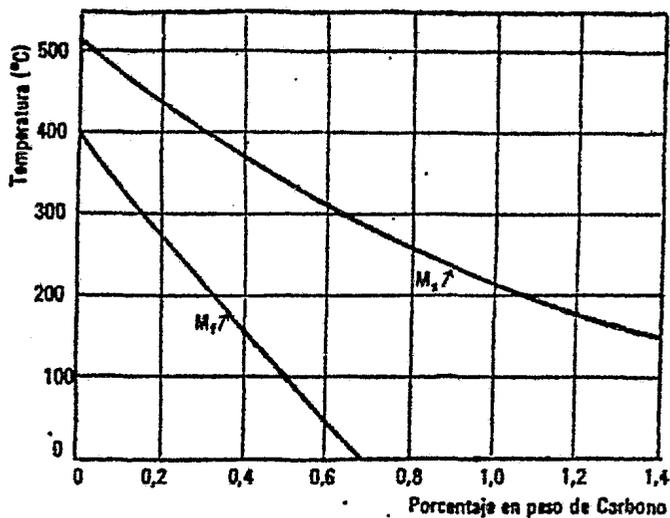


Fig. 3.6 - Variación de M_s y M_f con la concentración de carbono en el acero.

Efecto de la composición en la estructura y propiedades de la martensita

Con lo que hemos visto hasta ahora podemos decir que para alcanzar en un acero una estructura completamente martensítica debemos enfriarlo con una velocidad superior a la crítica.

La dureza de la martensita se explica porque el carbono intersticial que sobresatura la estructura crea en la red cristalina que lo rodea un intenso campo de deformaciones que la distorsiona. Esta distorsión aumenta con el aumento de C.

El efecto de estos campos de deformación asociados a los átomos de C se designa como: endurecimiento por solución sólida del C.

Este efecto es el fundamentalmente responsable de la dureza en la martensita. Se puede apreciar en la figura 3.7 donde se ve que la dureza crece casi linealmente hasta que a partir aproximadamente de 0.70% comienza a estabilizarse.

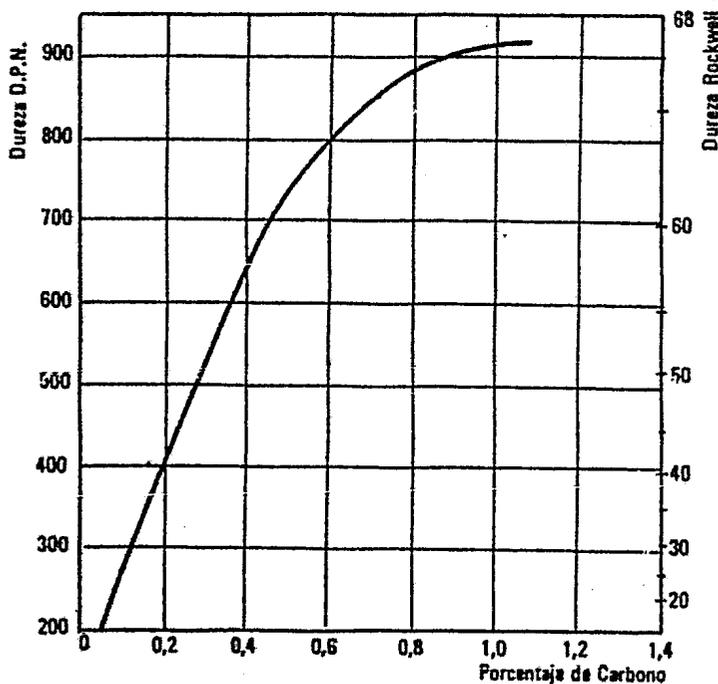


Fig. 3.7 - Efecto del carbono sobre la dureza de la martensita.

Para entender el por qué de esto debemos referirnos a la figura 3.6 donde se ve que desde aproximadamente 0,65% de C, M_f queda debajo de la temperatura ambiente. Ello significa que la transformación martensítica no se completa y en consecuencia la dureza cae por efecto de la austenita retenida.

En los aceros de bajo C ($< 0,30\%$) resulta muy difícil ob--

tener estructuras completamente martensíticas debido a dos factores:

- 1) La velocidad crítica (V_c) de temple es muy elevada y difícilmente se logra con los medios de enfriamiento, aun los más severos y cuando se alcanza es con riesgos para la pieza. Se obtiene pues, una martensita de baja dureza disminuida aun por la impurificación de bainita y/o perlita fina.
- 2) Dada la elevada temperatura M_s de esos aceros (fig. 3.6) a pesar de la rápida velocidad de enfriamiento se produce un autorevenido que determina una precipitación de carburos en la estructura y con ello disminución de dureza.

Aquí tenemos una explicación más científica ahora del por qué se consideran "templables" solo los aceros con más de 0,30% de C. En ellos obtenemos con más facilidad un "temple perfecto" entendiéndolo por ello una estructura completamente martensítica de elevada dureza.

Veamos ahora como influyen los elementos aleantes en las propiedades y estructura de la martensita.

La figura 3.8 es muy ilustrativa al respecto: muestra una estrecha banda de aumento de dureza con agregados individuales de hasta 4% de Mn, Ni, Cr y Mo. De ello se deducen dos cosas importantes:

- 1) El efecto de los elementos aleantes sobre la dureza es pequeño comparado con el del C. Al respecto debe tenerse en cuenta que en los aceros de construcción los agregados individuales no van más allá de 1,50% (el Mo < 0,30) lo cual estrechará aún más la banda. El Ni puede llegar al 4% pero no es precisamente un elemento endurecedor.
- 2) En los aceros de alto C (> 0,80%) existe tendencia a disminuir la dureza debido al aumento de austenita retenida

por la disminución que los elementos aleantes producen sobre M_s (y por ende de M_f).

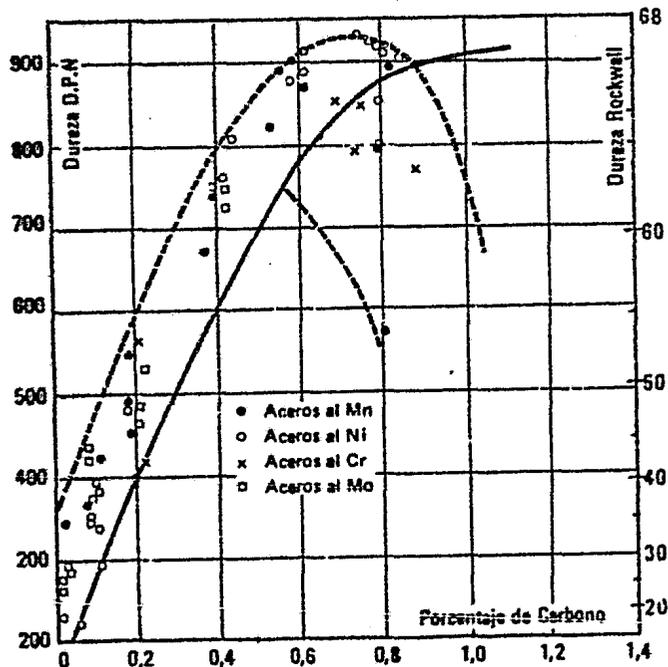


Fig. 3.8 - Efecto de los elementos aleantes en la martensita.

Los elementos aleantes, no obstante producen otros efectos importantes en la estructura de la martensita, a saber:

- a) La depresión de M_s reduce el efecto de autorevenido con el cual en los aceros de bajo carbono disminuye la precipitación de carburos y con ello se obtiene mayor dureza, pues la martensita quedará con mayor % de C.
- b) Disminuye la V_c con lo cual existe menor tendencia a la formación de las estructuras bainíticas y/o troostíticas.

- c) Estabilizan la estructura con lo cual retardan el proceso de revenido (mayor temperatura para la descomposición). Este efecto está relacionado con el (a).

Curva de durezas vs. % de C para distintos porcentajes de martensita

Más adelante vamos a ver que por razones prácticas se puede admitir en el temple un mínimo de 50% de martensita siendo el resto estructuras perlíticas y/o bainíticas.

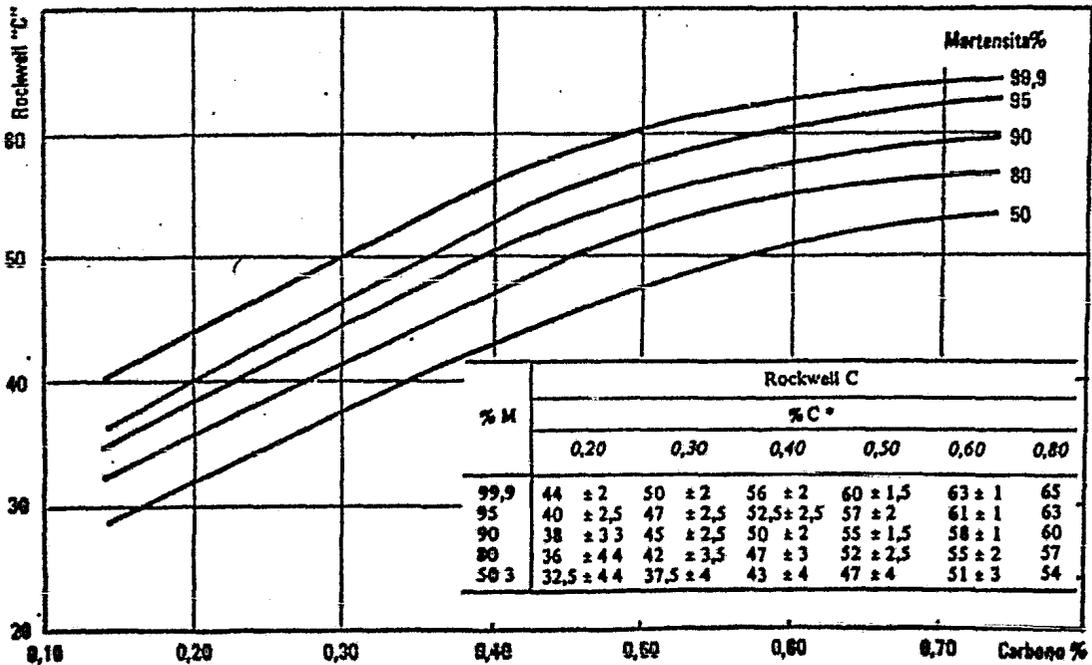


Fig. 3.9- Dureza vs. % de carbono y % de martensita.

No resulta fácil determinar este porcentaje microscópica—mente. No obstante se puede medir con bastante precisión el punto de la pieza que corresponde a ese porcentaje mediante una dureza, pues se ha podido verificar que apenas la martensita alcanza el 50%, se produce una rápida caída de dureza que marca la zona de transición.

En virtud de que esto tiene gran aplicación en el concepto de templabilidad se han construido gráficos de dureza en función del % de C, para distintos porcentajes de martensita creciente a partir del 50% (figura 3.9).

TODAS LAS COSAS POR FUERZA INMORTAL,
CERCA O LEJOS,
OCULTAMENTE,
ESTAN LIGADAS ENTRE SI DE TAL MANERA
QUE NO SE PUEDE AGITAR UNA FLOR
SIN PERTURBAR.... UNA ESTRELLA.

4. Curvas de Transformación

Los aceros debilmente o medianamente aleados, presentan generalmente una transformación alotrópica en el calentamiento que los hace pasar del estado ferrítico α (cúbico centrado) al estado austenítico γ (cúbico de caras centradas). La transformación inversa que se produce en el enfriamiento, base de los tratamientos térmicos, conduce a la obtención de estructuras de aspectos y propiedades tan diferentes según el modo de enfriamiento adoptado.

Se pueden considerar dos tipos de enfriamiento para el estudio de estas transformaciones:

- El enfriamiento continuo efectuado a velocidades determinadas desde la temperatura de austenización hasta la temperatura ambiente.
- Un ciclo más complejo conduce primeramente a un enfriamiento rápido hasta la temperatura deseada de reacción, después se mantiene a ésta temperatura (tratamiento isotérmico) y finalmente se aplica un temple rápido hasta la temperatura ambiente.

Si bien es cierto, que el enfriamiento continuo es más fácil de realizar en la práctica; el tratamiento isotérmico conduce generalmente a estructuras más simples para ser estudiadas. Los primeros diagramas de transformación se han realizado en condiciones isotérmicas.

CURVAS DE TRANSFORMACION EN CONDICIONES ISOTERMICAS

Después de los trabajos de Bain y Davenport, se ha hecho costumbre separar la acción de los factores tiempo y temperatura sobre el desarrollo de la transformación, para la realización de los tratamientos isotérmicos. Este método, que con-

siste en llevar rápidamente una muestra austenizada a la temperatura deseada en un baño de temple, manteniendo la temperatura constante, para estudiar el progreso de la transformación; en función del tiempo, precisando el aspecto micrográfico de las estructuras formadas para cada temperatura. La curva de transformación en condiciones isotérmicas, llamada curva en "S" o curva T.T.T. (Transformación Tiempo Temperatura), adjunta, sobre un diagrama logarítmico temperatura-tiempo (vease figura 4.1), los puntos correspondientes respectivamente para cada temperatura son:

- el tiempo al cual comienza la transformación,
- el tiempo al cabo del cual termina aproximadamente la transformación,
- el tiempo al cual se alcanza aproximadamente el 50% de la transformación.

Las líneas suplementarias marcan eventualmente, la aparición de un nuevo constituyente micrográfico durante el transcurso de la misma transformación.

Las curvas T.T.T. son aplicables, sólo en los casos, en que se presentan condiciones idénticas a aquellas, en las cuales han sido establecidas. Es decir, para los tratamientos del tipo de temple escalonado o recocido isotérmico, donde la fase isotérmica del ciclo isotérmico juega un papel esencial. Su utilización es más delicada en la conducción de los clásicos tratamientos industriales, donde la transformación se efectúa durante el enfriamiento. Por lo que se hace necesario establecer las curvas de transformación en enfriamiento continuo a fin de aproximarse a las condiciones industriales.

CURVAS DE TRANSFORMACION EN ENFRIAMIENTO CONTINUO

Diferentes métodos se han propuesto para el trazado de estas curvas. SCHEIL, por ejemplo, ha propuesto calcular las

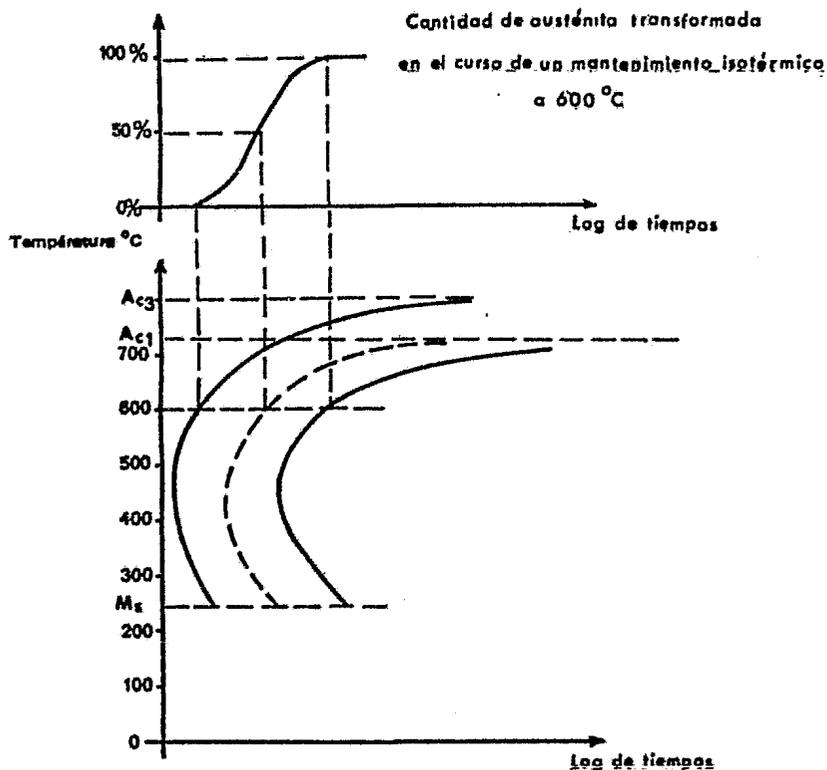


Fig. 3.1

Trazado esquemático de una curva TTT

curvas de enfriamiento continuo de las curvas T.T.T.. Más a menudo sin embargo, es que las curvas de transformación en enfriamiento continuo se establezcan directamente por dilatometría (BOSE y COLL) o HABRAKEN y COLL, particularmente.

El trazado de la curva de transformación en enfriamiento continuo, llamada curva TEC (Transformación Enfriamiento Continuo), o bien, TRC (Transformation Refroidissement Continu, en francés), o también, CCT (Continuous Cooling Transforma---

tion, en inglés); sobre un diagrama logarítmico temperatura-tiempo (análogo al adoptado por las curvas TTT) contiene, para cada condición de enfriamiento estudiada, la representación gráfica de la curva de enfriamiento de la probeta y las temperaturas de inicio y fin de la transformación. La curva TEC propiamente dicha se obtiene uniendo los puntos correspondientes. Como para las curvas TTT, una línea punteada correspondía a la transformación del 50% de austenita. Finalmente el estudio dilatométrico se completa con un estudio micrográfico de las probetas después del enfriamiento, así como con la medida de la dureza final.

METODO DE ELABORACION DE LAS CURVAS DE TRANSFORMACION

Explicaremos brevemente las diferentes técnicas utilizadas en la elaboración de las curvas de transformación, publicadas en un atlas elaborado por IRSID (Institut de Recherches de la Siderurgie Française).

Determinación de las temperaturas de transformación:

La transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ se acompaña de un efecto térmico y de una variación de las propiedades físicas del acero: masa volumétrica, coeficientes de dilatación, permeabilidad magnética....

Para el establecimiento de las curvas TTT, después del temple de la probeta desde la temperatura de austenización hasta la temperatura de mantenimiento estudiada, se puede seguir, en función del tiempo de mantenimiento, las perturbaciones de la propiedad física considerada (dilatometría isotérmica, por ejemplo). Templando en agua se fijan las estructuras formadas al cabo de un tiempo de mantenimiento determinado, la evolución de la estructura se sigue mediante un examen microscópico.

Para el establecimiento de las curvas TEC, las transformaciones son detectadas en razón de la evolución de la propiedad física considerada, luego de un enfriamiento continuo determinado de la probeta.

Dilatometría.

La transformación $\alpha \rightarrow \delta$ se acompaña de un aumento en el volumen del orden del 1%, al cual corresponde un alargamiento de 0,34% de la probeta. Por otra parte, para un acero determinado, el coeficiente de dilatación es aproximadamente 1,7 veces más grande en el estado austenítico que en el estado ferrítico. La anomalía dilatométrica es pues, tanto o más importante que la transformación que se efectúa a más baja temperatura. Mencionaremos más adelante, luego de la descripción de la dilatometría absoluta utilizada por IRSID, para el estudio de las transformaciones isotérmicas y en enfriamiento continuo, la precisión y los problemas de interpretación ligados a éste método.

Análisis térmico y magnético.

Para el estudio de las transformaciones en enfriamiento continuo, el dilatómetro previamente mencionado no da resultados satisfactorios más que para las velocidades de enfriamiento inferiores a 50 °C por segundo. Para simular las condiciones de enfriamiento más severas, el IRSID ha utilizado un analizador térmico y magnético (ATM) que permite el estudio de las transformaciones en el curso de los enfriamientos efectuados a velocidades que pueden pasar hasta 10 veces el valor previamente mencionado.

El principio del aparato consiste: luego de la fase de austenización, la muestra se enfría con un chorro de argón o de helio. La muestra es de dimensiones lo suficientemente pequeñas (ϕ 4 mm, altura de 1 a 2 mm) para limitar los gradientes térmicos, y colgada bajo vacío en el entrehierro de

un imán permanente, el termopar permite seguir la temperatura de la muestra. Poco visibles sobre la curva de temperatura-tiempo, son los efectos térmicos de la transformación $\delta \rightarrow \alpha$ apareciendo más notoriamente sobre la curva de velocidad de enfriamiento/tiempo obtenida a partir de un dispositivo de diferenciación eléctrica de la f.e.m. del termopar. La perturbación de la permeabilidad magnética de la probeta, luego de la aparición de su magnetismo es descubierta por la f.e.m. inducida en los bornes de una bobina enrollada sobre el cuerpo del imán permanente. Una derivación eléctrica de esta señal, es particularmente interesante para descubrir la aparición de la ferrita proeutectoide, permitiendo precisar el inicio de la transformación.

El analizador térmico y magnético es utilizado para completar las curvas TEC de los rangos de acero poco templeables y eventualmente para determinar experimentalmente la temperatura Ms.

Estudio metalográfico.

Los métodos, precedentes no dan ninguna indicación sobre el aspecto de las estructuras formadas, se completan con los exámenes micrográficos después de cada tratamiento. Para el estudio de las curvas de transformación isotérmicas, las pequeñas muestras del rango estudiado son sumergidas después de la austenización en un baño a la temperatura deseada y manteniéndolas en este baño a duraciones escalonadas, después finalmente templadas al agua. Después de eliminar la capa decarburada, se procede al examen micrográfico, el cual permite no solamente precisar el inicio y fin de la transformación, sino seguir para cada temperatura la formación de las estructuras de descomposición de la austenita y su distribución sobre el corte de la muestra observada. Se puede poner así en evidencia la aparición de los constituyentes micrográficos nuevos y llevar su dominio sobre el diagrama TTT.

Para el establecimiento de las curvas de transformación en enfriamiento continuo, se examina al microscopio las probetas dilatométricas después del tratamiento térmico completo. Este examen se efectúa al finalizar el enfriamiento para la velocidad estudiada o después de haber interrumpido el ensayo dilatométrico para un temple brusco. Se puede precisar así la naturaleza y la proporción de los constituyentes formados, los cuales ya son apreciables gráficamente sobre los registros dilatométricos.

Las probetas tratadas se someten a ensayos de dureza, las cargas aplicadas son bajas, los valores obtenidos se llevan sobre el diagrama de transformación, a la derecha de cada horizontal de tratamiento isotérmico o en la base de cada curva de enfriamiento continuo.

PRESENTACION DE LOS RESULTADOS EN EL ATLAS DE IRSID

Para facilitar la utilización del atlas, para cada rango normalizado estudiado, se usan dos páginas. Las curvas de transformación isotérmicas (y sus anexos) son imprimidos sobre papel blanco con curva TTT. Las curvas de transformación en enfriamiento continuo (y anexos) son imprimidas sobre papel bicolor azul/blanco con curva TEC sobre papel de fondo azul.

PRESENTACION DE LAS PAGINAS SOBRE PAPEL BLANCO (T-I)

En esta hoja figuran la composición química exacta del acero estudiado, las condiciones de austenización, el tamaño de grano austenítico obtenido en estas condiciones, y el diagrama TTT.

A la vuelta de la hoja, después de la designación AFNOR del rango estudiado y la reproducción de la composición tipo, se indican los datos particulares relativos al acero en estudio: estado inicial, temperaturas A_{c1} , A_{c3} , M_s ; eventualmente

el tamaño de grano Mac Quaid-Ehn.

Sobre esta misma página, 3 ó 4 micrografías con aumento de 540, dan un resumen de las estructuras más características formadas en el curso de la transformación isotérmica.

En la base de esta misma página se reproduce la curva de Jominy obtenida con las condiciones de austenización utilizadas para el trazo del diagrama TTT. El trazo de la curva de Jominy se completa generalmente con algunas curvas de dureza, obtenidas después de revenir la probeta Jominy templada, señalando la temperatura de este revenido. Las curvas límites Jominy admitidas por el rango considerado para las normas correspondientes se indican en el diagrama punteado.

PRESENTACION DE LAS PAGINAS SOBRE PAPEL
BICOLOR AZUL/BLANCO (TEC)

En la cara de la página azul se indica la composición química exacta del acero estudiado, las condiciones de austenización y el tamaño de grano correspondiente, finalmente el diagrama TEC sobre el cual se indica el porcentaje de los constituyentes formados en cada uno de los dominios de la transformación y las durezas resultantes.

A la vuelta de la hoja, algunos datos del tipo de los indicados al reverso de la curva TTT, algunas micrografías ilustran las estructuras obtenidas en el enfriamiento continuo; en ellas se señala el valor de la dureza obtenida al finalizar el enfriamiento, esto permite observar fácilmente sobre el diagrama de transformación la curva de enfriamiento correspondiente.

Esta página contiene igualmente una figura que indica los valores de la dureza para el centro de redondos, templados al agua, al aceite o enfriados al aire, en función de su diámetro. Estos valores se han obtenido utilizando las curvas de

enfriamiento de redondos de diferentes diámetros reproducidos sobre las transparencias añadidas al atlas.

CONDICIONES DE DETERMINACION DE LOS PRESENTES DATOS

Las temperaturas Ac_1 y Ac_3 se determinan con el dilatómetro diferencial a una velocidad de calentamiento de $150\text{ }^\circ\text{C}$ por hora.

El tamaño de grano austenítico se obtiene por el método de oxidación económico de KOHN (norma NFA04-102).

Para el establecimiento de las curvas de transformación y de las curvas Jominy, una duración de austenización de 30 minutos es la más adecuada.

Para trazar las curvas Jominy después del revenido, se escoge una duración uniforme de revenido de 2 horas, por consiguiente una o dos temperaturas de revenido corresponden al estado de empleo práctico. Las temperaturas de $150\text{ }^\circ\text{C}$ y $200\text{ }^\circ\text{C}$ se emplean para los aceros de cementación, 500 y $600\text{ }^\circ\text{C}$ se emplean para los aceros de construcción.

Cuando el acero en estudio puede ser utilizado en dos estados diferentes, las dos temperaturas correspondientes de revenido son moderadas (200 y $550\text{ }^\circ\text{C}$, por ejemplo, para ciertos aceros de construcción).

La temperatura M_s no ha sido determinada de manera uniforme, después de la elaboración de las primeras curvas de transformación en el IRSID.

La fórmula aproximada de NEHRENBURG permite calcular M_s para los aceros poco aleados.

El método de temple y revenido de GRENINGER y TROIANO se utiliza en la determinación experimental de M_s para los aceros de templeabilidad bastante elevada. Para estos rangos, cuyo valor de M_s es seguido de un signo Δ , este método permite igualmente obtener las temperaturas M_{50} y M_{90} de martensita.

La determinación experimental de M_s igualmente se efectúa con el dilatómetro absoluto, para los aceros medianamente aleados, donde el temple al agua no da más que martensita. Los valores correspondientes mencionados, son seguidos de un asterisco.

Actualmente, el analizador térmico y magnético de IRSID es susceptible, con los enfriamientos muy rápidos, de determinar M_s para los rangos menos templables. Para los aceros con contenido de carbono inferior a 0,60% los resultados son bastante aproximados a los valores calculados con la fórmula aproximada de ANDREWS.

LAS CURVAS DE TRANSFORMACION EN CONDICIONES ISOTERMICAS

Generalidades sobre las curvas TTT.

Las temperaturas A_{c1} , A_{c3} , M_s , M_f :

Las temperaturas usuales A_{c1} , A_{c3} , M_s , no forman parte intrínseca de la curva de transformación puesto que ellas no corresponden a las transformaciones isotérmicas, más son las que definen la gráfica.

La curva TTT propiamente dicha está comprendida dentro de una banda horizontal limitada por el eje de la temperatura, hacia abajo por el dominio martensítico y hacia arriba por el dominio de equilibrio de la solución sólida austenítica.

Limitación del diagrama hacia las altas temperaturas.

Para los aceros hipoeutectoides, la curva de inicio de transformación (aparición de ferrita pro-eutectoide) debe ser asintótica a una línea horizontal correspondiente a la temperatura A_{e3} de equilibrio de la fase γ' , en tanto que la curva de fin de transformación es asintótica a la horizontal de la temperatura A_{e1} de equilibrio de la fase α . Esta última

horizontal constituye igualmente la asíntota de la línea que marca la aparición de las placas carburadas de tipo perlítico.

La histéresis en el calentamiento no es muy importante, por lo que podemos reemplazar las temperaturas Ae_1 y Ae_3 por los valores, ligeramente superiores, Ac_1 y Ac_3 determinados por la dilatometría diferencial a una velocidad de calentamiento de $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ por hora.

Para los aceros hipereutectoides, la descomposición de la austenita comienza con una precipitación de carburos, seguido de una formación de perlita constituyendo la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ propiamente dicha. No tendremos que trazar, en general, la línea que marca el inicio de la precipitación de los carburos, ni la asíntota de Ae_m (temperatura arriba de la cual todos los carburos son disueltos en la austenita).

Por el contrario, las curvas de inicio y fin de la transformación perlítica son en todos los casos dos asíntotas a la horizontal correspondiente a la temperatura Ae_1 cuyo valor Ac_1 previamente definido constituye en exceso una buena aproximación.

Limitación del diagrama hacia las bajas temperaturas.

Hacia las bajas temperaturas, la curva TTT está limitada por el dominio martensítico. Recordemos brevemente que éste corresponde a una transformación casi instantánea, sin difusión previa, de la fase γ en la fase α , en una proporción mayor, cuando la temperatura de fin de temple sea más baja, en el dominio $M_s - M_f$.

Para un buen número de aceros, la fracción de austenita transformada, luego de un temple martensítico a la temperatura T , está representada por la fórmula empírica:

$$Y = 1 - \exp(-0,011 (M_s - T))$$

propuesta por KOISTINEN y MARBURGER. Sería más correcto, en estas condiciones, remplazar la temperatura M_f del fin de la transformación por la temperatura $M_{90} \approx M_s - 210 \text{ }^\circ\text{C}$ ó bien $M_{99} \approx M_s - 420 \text{ }^\circ\text{C}$ que corresponden respectivamente a $Y = 0,90$ y $Y = 0,99$.

Para un acero cualquiera, estas temperaturas M_s y M_f de inicio y fin de la transformación martensítica son en general independientes de la velocidad de enfriamiento, salvo en aquellos aceros en los que los carburos precipitados antes de la transformación atraen (puede ser simplemente por empobrecimiento de la austenita) la reacción a una temperatura más elevada que aquella de los enfriamientos muy rápidos sin precipitación. La temperatura de austenización prácticamente no influye sobre las temperaturas M_s y M_f fuera del efecto físico-químico ligado a la variación de la composición de la solución sólida austenítica: un aumento en el contenido de carbono y de elementos de aleación de la austenita, conducen a una solución más completa de carburos, provocando así una disminución de la temperatura M_s .

Si el temple se termina por encima de M_f , un mantenimiento isotérmico prolongado transformará en bainita la austenita no transformada luego del temple inicial.

Esta transformación puede ser más rápida si M_s es suficientemente elevado y si el mantenimiento isotérmico se efectúa justo por debajo de M_s . Las deformaciones producidas por las primeras placas de martensita aceleran un poco la germinación de la bainita.

Finalmente para los aceros muy aleados, se puede formar la martensita en condiciones isotérmicas a una temperatura inferior a M_s .

Se han propuesto un cierto número de fórmulas para calcular aproximadamente la temperatura M_s de un acero partiendo

de su composición química. Para condiciones de austenización normales (50 a 100 °C arriba de A_{c3}), vease capítulo 3 fórmulas 9 a la 13. Para aceros poco aleados, éstas fórmulas no dan una buena aproximación. La determinación experimental directa de M_s , directamente sobre el analizador térmico y magnético del IRSID, es preferible. Los rangos de suficiente templabilidad, estudiados en el IRSID, se determinan por dilatometría (valor seguido de un asterisco) o por el método de GRENINGER y TROIANO (valor seguido de un signo Δ).

Este último método consiste en templar a temperaturas del dominio martensítico supuesto, las pequeñas muestras del acero estudiado, después se mantiene la temperatura constante, durante un tiempo inferior al de incubación de la transformación bainítica, posteriormente se llevan rápidamente a un baño a temperatura más elevada del dominio de estabilidad de la austenita, y finalmente se temple al agua.

Si la temperatura del primer mantenimiento es inferior a M_s , la martensita así formada, sólo por la acción del revenido posterior, aparecerá después del ataque micrográfico, de color oscuro sobre un fondo de martensita secundaria clara. Puesto que la transformación martensítica alcanza un porcentaje bien determinado para una temperatura de temple inicial dada, se puede determinar así no solamente M_s , sino también M_{50} y M_{90} (respectivamente la temperatura para el 50% y 90% de martensita).

Puesto que luego de un mantenimiento isotérmico a una temperatura inferior a M_s , una transformación bainítica puede suceder a la reacción martensítica propiamente dicha, sería interesante prolongar en el dominio martensítico las líneas de inicio y fin de la transformación bainítica. No obstante, es difícil diferenciar los constituyentes formados, por lo que tenemos generalmente limitado el dominio bainítico por la horizontal de M_s .

La formación de martensita, para una composición determinada, y una misma temperatura de austenización comienza siempre a la misma temperatura. Dentro del dominio martensítico si se mantiene una temperatura constante, la formación de martensita no avanza, o sea que, la transformación de austenita en martensita ocurre sólo cuando desciende la temperatura.

Cada acero tiene, por lo tanto, una temperatura crítica M_s , en la que se inicia la transformación de la austenita en martensita. El porcentaje de martensita que se transforma, aumenta al descender la temperatura del acero hasta llegar a la temperatura M_f , en la que se ha transformado ya el 100%. En los aceros de baja aleación las temperaturas M_s pueden conocerse con bastante aproximación por medio de la fórmula:

$$M_s(^{\circ}C) = 500 - 350(\%C) - 40(\%Mn) - 35(\%V) - 20(\%Cr) - 17(\%Ni) \\ - 10(\%Cu) - 10(\%Mo) - 5(\%W) + 15(\%Co) + 30(\%Al).$$

En general todos los elementos tienden a hacer descender la temperatura de comienzo de la transformación. Como se ve, el carbono es el elemento que más influencia ejerce en el descenso de la temperatura de aparición de la martensita; el wolframio, molibdeno y cobre los que menos, y el manganeso, vanadio, cromo y níquel ejercen una influencia intermedia. El aluminio y el cobalto la elevan y el silicio no ejerce influencia sensible. La temperatura M_f suele ser, en general, de 150 a 300 $^{\circ}C$ inferior a la temperatura M_s de cada acero, esto es:

$$M_f = M_s - 150 \text{ a } 300 \text{ }^{\circ}C$$

Los diferentes elementos aleantes influyen en su situación de una forma bastante parecida a como hemos indicado para el punto M_s , siendo también el manganeso, cromo y níquel los que

más hacen descender la situación del punto Mf.

ASPECTO DE LA CURVA TTT DE UN ACERO AL CARBONO

Consideremos, por ejemplo, la curva del rango XC 55 (figura 4.2). Las líneas en trazos fuertes marcan el inicio y fin de la transformación isotérmica: la línea que está más a la izquierda corresponde a la aparición de los primeros granos de ferrita o de bainita, la línea más a la derecha corresponde al 97-100% de austenita transformada. Estas líneas pueden tener partes de trazos mixtos, a los cuales corresponde una imprecisión en la determinación de la estructura.

Finalmente la línea punteada corresponde aproximadamente a un 50% de la transformación.

Las líneas intermedias en trazos fuertes marcan la aparición de los constituyentes micrográficos nuevos, indicados por las abreviaciones siguientes:

A = Austenita, F = Ferrita, C = Carburos (Cementita),
M = Martensita.

C: Carburos primarios no disueltos luego de la austenización de un acero muy aleado.

Estas líneas no marcan forzosamente el fin del dominio de la formación del constituyente obtenido anteriormente. En la zona en que se unen los dominios perlítico y bainítico, las dos reacciones pueden suceder simultáneamente y no independientemente la una de la otra.

Si seguimos la horizontal correspondiente a un mantenimiento isotérmico a 600 °C después de la austenización, se puede observar:

- después de 3 segundos: aparición de los primeros granos de ferrita,
- después de 5 segundos: aparición de las primeras placas de carburos,

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %
0,53	0,70	0,35	0,010	0,020	0,24	0,09	< 0,10	0,52	< 0,03

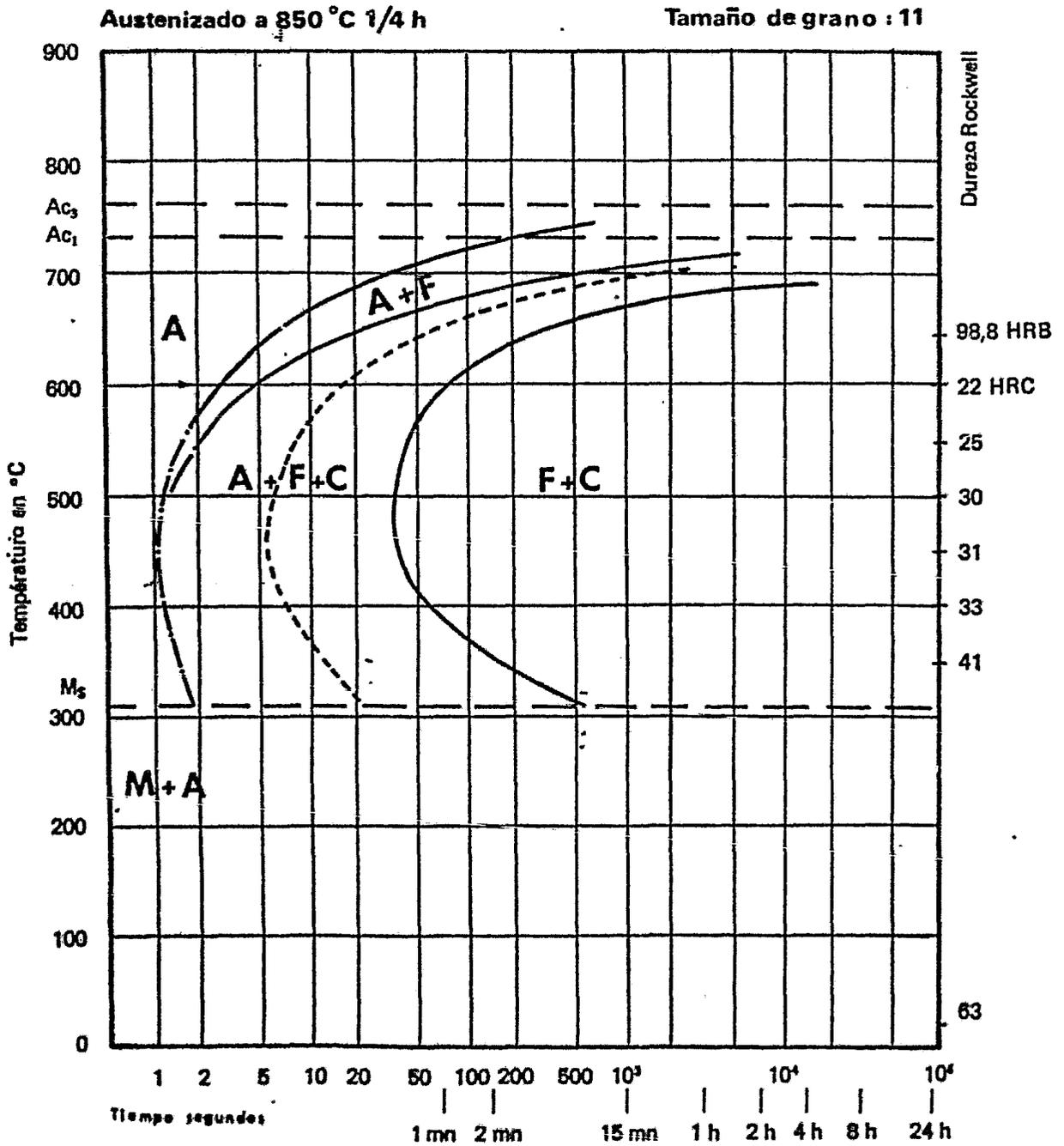


Fig. 4.2 Curvas TTT de un acero al carbono XC 55

- después de 18 segundos: transformación de austenita superior a 50%,
- después de 1 minuto: termina la transformación; la dureza de la estructura formada, es de 22 RC, la cual es llevada al extremo derecho de la horizontal correspondiente a 600 °C del diagrama.

Cuando la temperatura decrece, el modo de transformación pasa progresivamente del tipo perlítico al tipo bainítico, en tanto que el dominio correspondiente a la formación de ferrita se reduce. Estos dos modos de transformación se distinguen esencialmente por el aspecto micrográfico de los constituyentes formados: los constituyentes del dominio perlítico (ferrita y perlita) se presentan bajo la forma de granos poligonales que nacen de la frontera de los granos de austenita los del dominio bainítico, se presentan generalmente bajo la forma de agujas (más o menos ramificadas dependiendo de los aceros y la temperatura de reacción) que aparecen en los granos de austenita, siguiendo las orientaciones cristalográficas determinadas. Generalmente en una zona de temperaturas entre 400 y 600 °C donde los dos dominios se superponen uno sobre otro.

La diferencia entre las características de los dominios perlítico y bainítico es mucho más marcado para los aceros aleados.

ASPECTO DE LA CURVA TTT DE UN ACERO ALEADO

Consideremos, por ejemplo, la curva relativa al rango del acero 35 CD 4 (figura 4.3).

A alta temperatura los constituyentes formados son únicamente de tipo ferrita pro-perlítica más perlita.

Los dos dominios perlítico y bainítico son separados por una zona de estabilidad de la austenita hacia los 550 °C don-

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,37	0,79	0,30	0,010	0,019	< 0,17	1,00	0,18	0,10

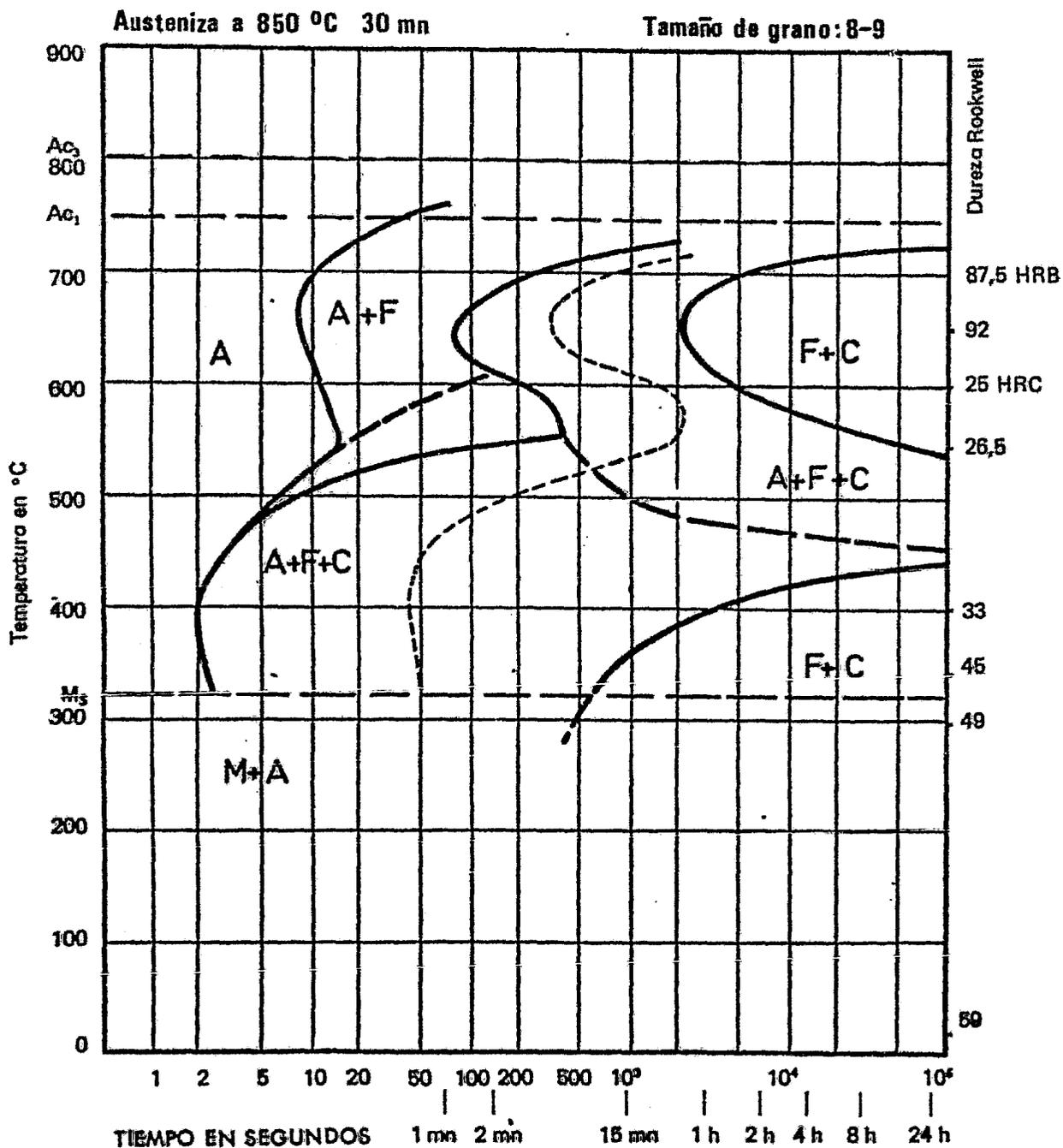


FIG. 4.3 — CURVA TTT DE UN ACERO ALEADO 35 CD 4

de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ puede seguir a la vez los dos modos de reacción. Para un mantenimiento isotérmico a 550 °C después de la austenización, se observa sucesivamente:

- después de 15 segundos: empieza la transformación con la aparición de los primeros granos de forma poligonal de ferrita pro-perlítica;
- después de 20 segundos: aparición de granos de forma acicular de ferrita pro-bainítica. El microscopio electrónico permite poner en evidencia (con aumentos superiores a diez mil) los carburos más finos en este constituyente pro-bainítico, que ciertos autores lo llaman bainita;
- después de 350 segundos: aparición de las primeras placas carburadas de tipo perlítico;
- después de 2000 segundos: la cantidad de austenita transformada es superior al 50%;
- después de 12 horas: fin de la transformación.

Las cantidades de ferrita pro-perlítica y de ferrita pro-bainítica formadas disminuyen con la disminución de la temperatura. A 470 °C, la transformación inicia con la formación directa de bainita, y termina al cabo de varias horas, entonces la cantidad de austenita transformada es superior al 50%, apareciendo las primeras placas carburadas de tipo perlítico. Arriba de 450 °C, la transformación da únicamente nacimiento a los constituyentes de tipo bainítico.

CONSTITUYENTES MICROSCÓPICOS QUE APARECEN EN LAS TRANSFORMACIONES ISOTÉRMICAS DE LA AUSTENITA

Se indican en los diagramas isotérmicos de acuerdo con la teoría de H. Jolivet tres zonas principales: la superior, la intermedia y la inferior, caracterizada cada una de ellas por la forma de efectuarse la transformación. (En algunos aceros aleados, se marcan también muy claramente, porque quedan se--

paradas entre sí por franjas de relativa estabilidad de la austenita).

La primera zona se halla en los diagramas, justo debajo de la línea Ac_1 ; la inferior corresponde a la zona de formación de martensita, y la intermedia se halla en el intervalo comprendido entre las dos citadas anteriormente.

En la zona superior y probablemente también en la intermedia, los cristales que aparecen como consecuencia de la transformación de la austenita nacen y se desarrollan por formación de núcleos y posterior crecimiento de los mismos. Los gérmenes de cristalización brotan generalmente en los contornos de los cristales de austenita, ejerciendo las velocidades de nucleación y de crecimiento gran influencia en el proceso de formación de las nuevas estructuras. En la zona superior perlítica por ser la velocidad de nucleación o germinación lenta y la del crecimiento rápida, aparecen pocos cristales, que son además de estructura grosera. En cambio, en la zona de la nariz de la "S", por ser la velocidad de nucleación muy rápida y la del crecimiento relativamente pequeña con relación a ésta última, aparecen numerosos cristales poco desarrollados y muy finos.

En los aceros eutectoides la transformación de la austenita se inicia en las zonas superiores con la formación de núcleos o centros de cristalización (de ferrita o cementita), que sirven de base para el desarrollo y crecimiento de las nuevas estructuras; los constituyentes que se forman en ambas zonas, se diferencian entre sí porque en la zona superior los primeros núcleos o centros de cristalización que se forman son de cementita y en la segunda de ferrita.

El comienzo de la formación de cristales en la zona superior (perlita, sorbita, troostita, etc.), se inicia por la cristalización de finísimas láminas de cementita, junto a las que se forman otras de ferrita, continuando luego el nacimiento

to de sucesivas láminas de uno y otro constituyente. En esta zona de transformación, además de las estructuras clásicas ya conocidas, aparecen otras nuevas de tipo granular, que con el empleo de grandes aumentos han podido descubrirse recientemente.

En el grupo intermedio (bainita), se inicia, en cambio, primero la cristalización de las agujas de ferrita junto a las que progresa luego del desarrollo de otros constituyentes.

En la tercera zona la transformación se verifica casi instantáneamente, no existiendo ninguna de las mencionadas fases de nucleación y crecimiento.

ZONA SUPERIOR

Estructuras laminares.

Perlita.- El espesor de las láminas de la perlita es tanto mayor cuanto más elevada es la temperatura de transformación, disminuyendo su distancia interlaminar, aumentando la dureza y haciéndose la estructura cada vez más fina al descender la temperatura de formación.

Si la transformación se verifica a temperaturas inferiores pero muy próximas a A_{c1} , como la duración de la transformación es muy larga, la cementita no adopta la clásica disposición laminar, sino que se presenta en forma globular, sobre todo si se han empleado temperaturas de austenización muy próximas al punto A_{c321} .

Sorbita y troostita (constituyentes laminares).- Aparecen a temperaturas inferiores a las de la perlita, y aunque también están formadas por láminas alternadas de cementita y ferrita, sus estructuras son mucho más finas que las de la perlita, tanto que sólo en algunos casos y con grandes ampliaciones se pueden distinguir las láminas que las componen. El crecimiento de la troostita es nodular, presentando una

estructura característica dirigida hacia el centro de cristalización, estando formada unas veces por zonas radiales, en las cuales las láminas son paralelas, o por láminas orientadas radialmente desde el centro de los nódulos.

Estructuras granulares.

Las estructuras granulares, conocidas también con el nombre de granulita, aparecen a temperaturas muy próximas a la nariz perlítica de la "S" y son tan parecidas a la troostita, que con frecuencia se confunden, a pesar de que su estructura interna es muy diferente.

En general, son difíciles de encontrar y no se presentan más que raras veces en las estructuras de los aceros. Aparecen claras y bien definidas únicamente en algunos aceros eutectoides e hipereutectoides, al efectuarse la transformación en la parte inferior de la primera zona donde la velocidad de transformación es rapidísima.

En algunos aceros, las durezas de estos constituyentes suelen ser ligeramente inferiores a las de las estructuras perlíticas finas, formadas a temperaturas poco elevadas.

Modular.- Este tipo de estructura granular que aparece a temperatura más elevada. Se presenta en forma de nódulos de superficies convexas; que puede considerarse como una evolución de los nódulos de troostita laminar, de la que, sin embargo, se diferencia porque su estructura interna es de tipo granular.

Se observa que la superficie de los nódulos o al menos ciertas regiones, son más fáciles de colorear por el ataque con reactivos ácidos que la troostita. Con muchos aumentos, se puede apreciar en su interior finísimos glóbulos de cementita, que son fácilmente atacados por los reactivos ácidos.

Arborescentes.- Cuando la temperatura de transformación es

un poco más baja, la estructura de los glóbulos es más fina y más coloreable por los reactivos de ataque. Al mismo tiempo, el contorno convexo de la estructura nodular es remplazada por formaciones orientadas con entrantes y salientes.

Por su aspecto arboréscente, recuerda las dendritas formadas en los lingotes del acero en el proceso de solidificación

Acicular.- A temperaturas todavía más bajas, los gránulos de cementita se desarrollan acicularmente en la dirección de los planos cristalográficos de la austenita, adoptando un aspecto muy parecido a las de las estructuras de Widmanstättten.

Ferrita.- En los aceros hipoeutectoides la transformación de la austenita se inicia por germinación y crecimiento de cristales de ferrita. En general, la cantidad de ferrita proeutectoide obtenida decrece al descender la temperatura de transformación y llega casi a cero en la nariz, lo cual equivale a decir que las estructuras laminares formadas a baja temperatura contienen menor porcentaje de carbono, que las formadas a temperaturas más elevadas. El crecimiento y desarrollo de los constituyentes en estos aceros es más complejo que en los eutectoides y se presentan dos procesos de formación diferentes. A temperaturas próximas a A_{c3} , los cristales de ferrita nacen, en los bordes de los antiguos cristales de austenita y luego se ensanchan y se desarrollan a lo largo de las uniones de los granos.

Cuando la austenita se transforma a temperaturas más bajas el número de cristales de ferrita aumenta y su tamaño disminuye, y aunque siempre el crecimiento y desarrollo de los cristales se efectúa principalmente en la dirección de los planos cristalográficos, cuando la temperatura de formación es próxima a la de la nariz de la perlita, se pueden ver también algunos cristales de ferrita dirigidos y orientados hacia el centro de los primitivos cristales de austenita.

ZONA INTERMEDIA

El constituyente característico de esta zona es la bainita

Al principio, esta denominación se hizo extensiva a cualquier constituyente formado a temperaturas comprendidas entre 600 y 250 °C, pero en la actualidad se agrupan a todos los constituyentes que aparecen en esta zona bajo la denominación de estructuras intermedias. Se llama bainita superior a la formada de 600 a 450 °C aproximadamente, y bainita inferior a la que se forma a más baja temperatura entre 250 a 450 °C, que tiene aspecto acicular más marcado y es más fina.

Constituyente "X".- Recientemente se ha descubierto en la zona de temperaturas, correspondiente a la formación de la bainita en algunos aceros aleados, un nuevo constituyente al que Davenport dió el nombre de constituyente "X". Está formado por agujas de ferrita y se presenta en algunos aceros en los que la transformación de la austenita en la zona de la nariz de la bainita se inicia con la precipitación de cristales de ferrita, que presentan un aspecto, marcadamente acicular, muy semejante a la estructura de Widmanstätten en los aceros en bruto de colada.

Bainita superior.- Está constituida por una serie de agujas de ferrita y cementita paralelas, de contorno más o menos arborescente.

Las agujas de ferrita actúan como centros de cristalización, desarrollándose junto a ellas y paralelamente otra serie de agujas separadas entre sí por un borde de cementita.

Bainita inferior.- Al descender la temperatura de transformación de la austenita, se inicia en el contorno de la bainita una evolución desde el tipo arborescente al acicular. La estructura también se modifica gradualmente y llega a ser tan fina que no se puede apreciar más que con grandes aumentos. El aspecto acicular de las agujas se acentúa, decrece su tamaño y tienden a desarrollarse únicamente en determinadas direc

ciones.

ZONA INFERIOR

Quando la austenita en el enfriamiento llega a una cierta temperatura que depende de la composición del acero y que generalmente se encuentra en la zona de 350 a 50 °C, se inicia la transformación en martensita. El proceso de formación de las agujas de martensita es completamente distinto a los citados anteriormente. Es casi instantáneo y no existen periodos de nucleación y crecimiento. Hay un rapidísimo cambio de disposición de los planos atómicos de la austenita, transformándose la retícula cúbica de caras centradas del hierro gamma, en martensita de retícula tetragonal de cuerpo centrado, que contiene pequeñas cantidades de carbono en los espacios intersticiales.

Aclaremos una duda que suele presentarse frecuentemente. Quando el punto representativo del enfriamiento del acero, después de haber cortado ya a las dos curvas de la "S" (principio y fin), corta nuevamente a las curvas de la "S" en otro punto (como por ejemplo en la representación de normalizado, figura 4.4) no ocurre ninguna otra transformación. Esto es fácil de comprender, ya que la curva de la "S" se refiere a transformaciones de la austenita, y en nuestro caso, el acero en el momento del segundo corte a las curvas de la "S" (figura 4.4) ya no se encuentra en estado austenítico porque al cortar precisamente la primera vez a la curva de la "S" fué cuando la austenita se transformó en otros constituyentes. Por lo tanto, en ese segundo corte no habrá ninguna transformación.

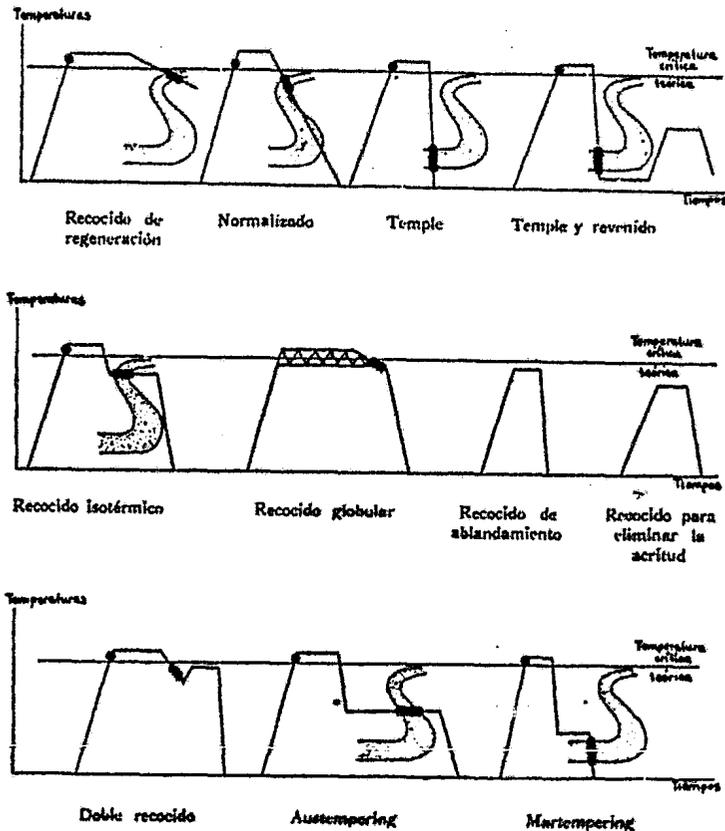
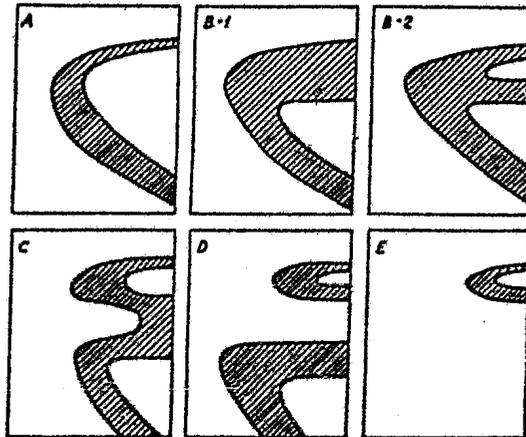


Figura 4.4 - Representación esquemática de diversos tratamientos térmicos empleando el diagrama de la curva de la "S" o TTT.

DIVERSOS TIPOS DE CURVAS TTT

En la figura de la página siguiente se señalan las formas más clásicas.

La figura A corresponde a aceros al carbono de baja aleación, tiene sólo una nariz y las transformaciones se completan en tiempos relativamente cortos. Esta clase de curva tienen los aceros de 0,25% a 0,30% de carbono y 1 a 1,5% de man-



Diversos tipos de curvas de la "S" o curvas "TTT".

ganeso.

Las figuras B-1 y B-2 corresponden a aceros en los que la transformación en la zona superior no llega a realizarse en los tiempos utilizados normalmente en los ensayos, caracterizándose además la B-2 por tener dos zonas de transformación relativamente rápidas. A este grupo pertenecen los aceros al cromo de $C = 0,30\%$ y $Cr = 1,5\%$; aceros mangano-siliciosos de $C = 0,50\%$; $Mn = 0,90\%$ y $Si = 1,75\%$..

Los aceros cuyas curvas son análogas a la C, se caracterizan por tener las transformaciones de la austenita en las zonas perlíticas y bainíticas muy diferidas, y presentan una doble nariz en la zona inferior. A este grupo pertenecen los aceros manganeso-molibdeno de $C = 0,30\%$; $Mn = 1,50\%$ y $Mo = 0,20\%$.

Las curvas que pertenecen al grupo D, presentan una zona de estabilidad de la austenita, que separa las zonas perlítica y bainítica. A este grupo pertenecen los aceros cromo-níquel-molibdeno de media aleación y elevadas características

que se emplean para la fabricación de cigüeñales de aviación, engranajes de alta calidad, etc. La composición de algunos de estos aceros está comprendida entre C = 0,25-0,40%; Cr=0,50-1%; Ni = 2-4% y Mo = 0,20-0,60%.

Finalmente la curva E corresponde a una familia de aceros cuya característica principal es que su austenita es muy refractaria a transformarse y que únicamente se transforma en la zona perlítica. A este grupo pertenecen los aceros austeníticos inoxidables y resistentes al calor.

EVOLUCION Y VELOCIDAD DE LA TRANSFORMACION ISOTERMICA

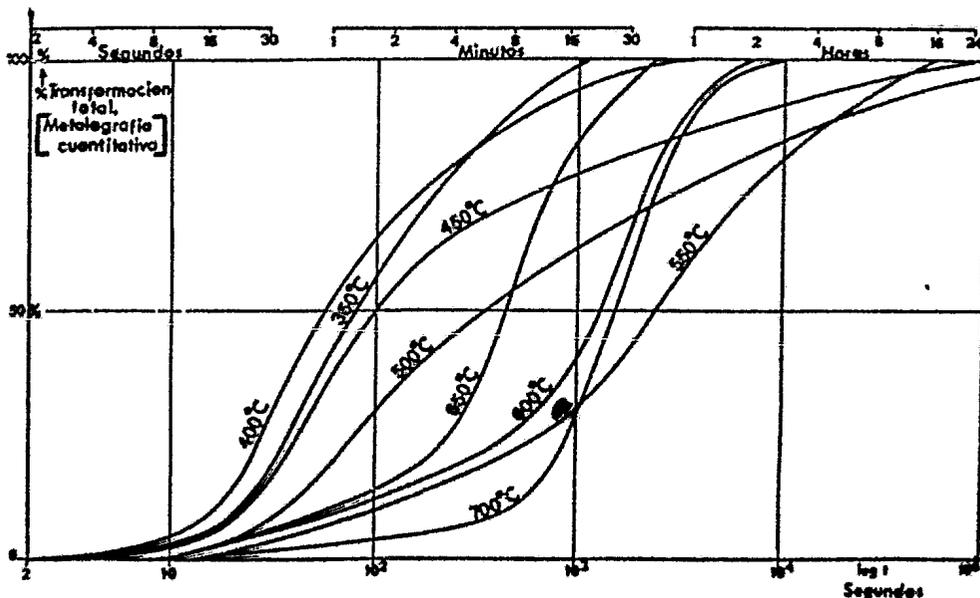
Hemos visto que la curva TTT de un acero al carbono tiene la forma de una C, la duración de incubación pasa por un mínimo en la nariz de la perlita. La adición de ciertos elementos de aleación hacen que aparezca una nariz de la bainita correspondiéndole un mínimo de la duración de incubación en el dominio intermedio, separado del dominio perlítico por una zona de estabilidad de la austenita.

La nariz de la perlita y de la bainita corresponden, en general, a un máximo de la velocidad de transformación.

En el dominio perlítico, la transformación de la austenita en ferrita y carburos es siempre total, con una velocidad ligeramente creciente, después sensiblemente constante para finalizar con una velocidad ligeramente decreciente (cinética del tipo AVRAMI: fracción transformada $Y=1-\exp(-kt^n)$). En la parte superior del dominio bainítico o en la zona en que se juntan los dominios perlítico bainítico, la transformación, después de haberse iniciado muy rápidamente, puede continuarse con una velocidad extremadamente débil, en ciertos casos, se detiene cuando la cantidad de austenita no transformada es aún considerable. Para los aceros aleados al silicio, elemento que frena la difusión del carbono en la austenita y retar-

da la precipitación de cementita (pues separa los fenómenos elementales de la reacción bainítica), la transformación puede reanudarse con la precipitación de un nuevo carburo complejo después de algunas horas de mantenimiento isotérmico, como es el caso particular para el acero 60 SC 7 hacia 350-400 °C. La primera etapa de la reacción bainítica consiste entonces en la formación de ferrita acompañada del enriquecimiento en carbono de la austenita no transformada, la segunda etapa corresponde a la descomposición en carburos y ferrita de ésta austenita así establecida. En el dominio bainítico inferior, la cantidad de austenita transformada en el curso de la reacción rápida inicial muy rápidamente cuando la temperatura de mantenimiento isotérmico disminuye y termina por ser cercana al 100%, a las temperaturas cercanas a Ms para los aceros poco aleados.

Para ilustrar estas consideraciones cinéticas, hemos superpuesto sobre la figura siguiente, relativa al acero 35 CD 4



las curvas que representan, en función del tiempo, los porcentajes de austenita transformada a diferentes temperaturas.

La cantidad de austenita no transformada durante el mantenimiento isotérmico disminuye rápidamente cuando la temperatura decrece. Al mismo tiempo, esta austenita se vuelve más y más estable y puede quedarse sin transformar a la temperatura ambiente. Se presenta entonces bajo la forma de pequeños glóbulos blancos de austenita residual, que se transformará durante un calentamiento posterior a 250 - 400 °C para los aceros poco aleados. Volveremos sobre éste problema de la austenita residual después del estudio de las transformaciones en enfriamiento continuo.

Sobre el diagrama TTT, la posición relativa de las curvas de inicio y fin de la transformación por una parte, y por la otra, la curva correspondiente al 50% de la austenita transformada, permiten darnos una idea de la velocidad de reacción y de su evolución con la temperatura de mantenimiento isotérmico.

INFLUENCIA DE LOS DIFERENTES FACTORES SOBRE LA FORMA DE LAS CURVAS TTT

Influencia de la composición química.

El papel esencial de los elementos de aleación, es aumentar la templabilidad de los aceros: esto se manifiesta, por un desplazamiento hacia la derecha de la curva TTT (el cobalto es el único que no provoca este desplazamiento).

La acción de los elementos de aleación es más marcada cuando el contenido de los mismos es mayor, dependiendo también del contenido de carbono.

Al aumentar el contenido de carbono, por arriba del valor eutectoide, generalmente tiene un efecto inverso, debido a la

precipitación de carburos secundarios antes de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ propiamente dicha. Los carburos primarios, no disueltos luego de la austenización, reducen igualmente el efecto del contenido total de carbono.

Por otro lado, el boro; en presencia de molibdeno, desplaza hacia la derecha el dominio superior de los aceros poco aleados. La profundidad del temple puede ser considerablemente aceptable.

El fósforo puede aportar igualmente una contribución aceptable a la templabilidad, a pesar del bajo contenido de éste elemento en los aceros.

Finalmente el azufre, fija en gran medida bajo la forma MnS para los aceros al manganeso con contenido importante en azufre, disminuyendo la cantidad de manganeso en solución sólida, la templabilidad de éstos aceros.

Los elementos de aleación que no tienden a formar carburos específicos y se disuelven principalmente en la ferrita (Si, Cu, Ni, Mn, ...), desplazan la curva TTT hacia la derecha sin modificar su forma de manera apreciable (aumenta el tiempo de incubación y disminuye la velocidad de reacción, bastante semejantes en los dominios perlítico y bainítico).

Los elementos gamágenos tales como el Ni y Mn abaten las temperaturas A_{c1} y A_{c3} , el silicio elemento alfégeno, produce un efecto inverso. El cobalto es un elemento gamágeno que no tiende a formar carburos, este elemento hace la excepción desplazando la curva TTT hacia la izquierda.

Los elementos carburígenos son susceptibles, según su afinidad con el carbono, la concentración en carbono del acero y su propia concentración, de formar:

- cementita aleada, constituyendo el carburo Fe_3C , en él, una parte de hierro es remplazado por el elemento de adición conservándose la red ortorrómbica de la cementita,

- carburos especiales.

El manganeso es un poco más carburígeno que el hierro, y forma casi exclusivamente cementita aleada.

Los principales elementos carburígenos, son: Cr, Mo, W, Ta, V, Nb, Zr, Ti. El cromo y el niobio tienden a formar carburos especiales en los aceros.

Los diversos elementos, elevan generalmente las temperaturas Ac_1 y Ac_3 , desplazando la curva TTT hacia la derecha, haciendo aparecer las dos narices, una de la perlita y la otra de la bainita, separadas por un dominio de austenita estable.

El 1% de cromo, desplaza la curva TTT hacia la derecha de manera tan activa como el manganeso. A más altos porcentajes y para los aceros de bajo carbono, el desplazamiento es principalmente del dominio bainítico a la derecha y hacia abajo. Para los aceros al 13% de cromo y 0,12 - 0,30% de carbono, por ejemplo, el dominio bainítico no es detectable aún después de 28 horas de mantenimiento isotérmico, por lo que la curva TTT se reduce entonces sobre el diagrama habitual a sólo el dominio perlítico.

Por otro lado el molibdeno produce un desplazamiento hacia la derecha del dominio ferrito-perlítico, afectando muy poco la posición del dominio bainítico. Para un contenido del orden del 1%, su contribución a la templabilidad es más fuerte que la del cromo o la del tungsteno. En los aceros al bajo carbono (menos de 0,1 %C) la acción del molibdeno (para los contenidos de 0,3 - 0,5%) sobre el retardo de la aparición de ferrita poligonal es particularmente exaltada en presencia de boro (30 - 50 minutos).

En el dominio ferrito-perlítico la adición de un elemento carburígeno (Mo, V, por ejemplo) no solamente modifica la cinética de la descomposición isotérmica de la austenita, sino que puede también conducir a la formación, no de cementita,

pero si de un carburo aleado más estable (Mo_2C ó V_4C_3 , por ejemplo). Las formas de precipitación encontradas con el microscopio electrónico se clasifican en dos categorías principales:

- Estructura de tipo fibrosa (láminas alternadas de ferrita y de carburo aleado) formada de la misma manera que la perlita de los aceros al carbón, pero mucho más fina que ésta última (velocidades de difusión muy débiles de los átomos de sustitución en la austenita).
- Estructura en capas paralelas de carburos muy finos (separadas, en algunas decenas de Amstrongs) los espacios entre capas son mayores cuando la temperatura de transformación es más elevada, son visibles sobre láminas delgadas al microscopio electrónico solamente para ciertas orientaciones

Para ciertos autores, estas precipitaciones ordenadas en forma paralela en el avance de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se forman sobre las dislocaciones de la ferrita inmediatamente después de pasar la interfase $\gamma \rightarrow \alpha$; otros piensan que la germinación de los carburos se produce en la interfase $\gamma' \rightarrow \alpha$ al lado de la ferrita (precipitación interfásica), con crecimiento posterior en ésta fase, la interfase permite la difusión rápida de los átomos carburígenos necesarios para la formación de los carburos aleados.

La precipitación interfásica semejante se produce preferentemente luego de una transformación isotérmica rápida, por ejemplo, en la vecindad de la nariz de la curva TTT o en la ausencia de elementos tales como; el manganeso que detienen la descomposición de la austenita. La precipitación interfásica es así más frecuente en los aceros al vanadio que en los aceros al molibdeno.

Es interesante conocer la influencia de los diversos elementos de adición, sobre la temperatura eutectoide (temperatura mínima de formación de austenita) y del contenido en

carbono correspondiente. La figura 4.5 representa ésta influencia en función del contenido del elemento de adición.

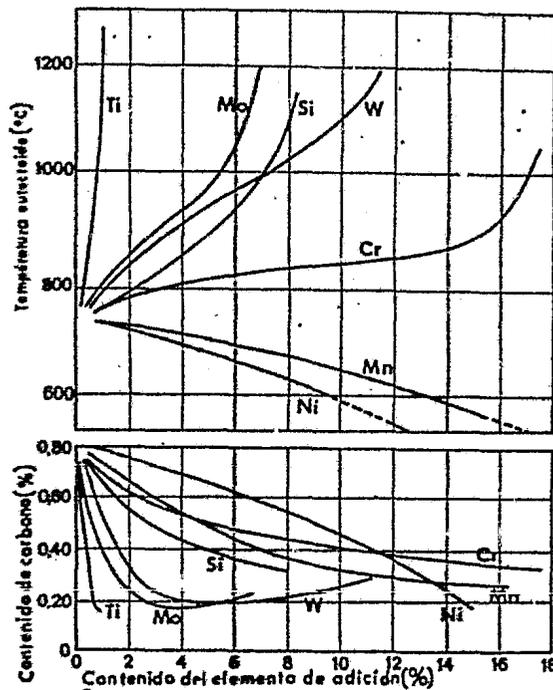


Fig. 4.5

Reproduzcamos también las fórmulas empíricas propuestas por ANDREWS para las temperaturas Ac_1 y Ac_3 de los aceros que contienen menos de 0,6% de carbono y menos de 5% de otros elementos de adición: ellas permiten darnos una idea de la influencia de los elementos de adición sobre estas temperaturas:

$$Ac_1 (^{\circ}C) = 723 - 10,7(\% Mn) - 16,9 (\% Ni) + 29,1(\% Si) + 16,9 (\% Cr) + 6,38 (\% W) + 290(\% As)$$

$$A_{c3} (^{\circ}C) = 910 - 203\sqrt{\% C} - 15,2(\% Ni) + 44,7(\% Si) + 104(\% V) \\ + 31,5(\% Mo) + 13,1 (\% W) - 30(\% Mn) - 11(\% Cr) \\ - 20(\% Cu) + \left[700(\% P) + 400(\% Al) + 120(\% As) \right. \\ \left. + 400(\% Ti) \right] .$$

INFLUENCIA DE LAS CONDICIONES DE AUSTENIZACION

Una elevación de la temperatura de austenización se traduce generalmente en un desplazamiento hacia la derecha de la curva TTT, más marcado en el dominio perlítico que en el dominio bainítico.

Esto sucede particularmente con los aceros que contienen los elementos de aleación carburígenos. Para estos aceros, en efecto, una elevación en la temperatura de austenización y una larga duración de austenización favorecen la disolución de los carburos, esto modifica en particular la composición de la solución sólida austenítica.

De manera general, el aumento de la templabilidad por elevación de la temperatura de austenización se debe en parte a la influencia del tamaño de grano austenítico sobre la velocidad de germinación de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. En efecto en la medida que los gérmenes de transformación se forman, principalmente en las fronteras de los granos austeníticos, particularmente en el dominio superior, la probabilidad de germinación debe reducirse por una disminución de la superficie relativa de estas fronteras, luego la reacción se retarda.

A las temperaturas de austenización elevadas, el dominio bainítico, menos desplazado hacia la derecha que el dominio perlítico, rebasa tal temperatura al grado de superponerse a éste último. Estas modificaciones corresponden al carácter netamente más acicular de las estructuras obtenidas por sobre calentamiento y explican particularmente en los aceros hipoeutectoides, la aparición de ferrita tipo Widmanstätten pre-

sentando las relaciones de orientación cristalográfica con la austenita madre, y el crecimiento en ésta de largas interfases semicoherentes. Del mismo modo para un acero hipereutectoide al 1,2% de carbono por ejemplo, una austenización a 1200 °C conduce a la formación de cementita acicular para las temperaturas de mantenimiento isotérmico elevadas (700 - 750 °C).

INFLUENCIA DE LAS SEGREGACIONES

Las microsegregaciones y las macrosegregaciones que resultan de la solidificación del metal, se atenúan pero sin llegar a desaparecer completamente en el curso de las transformaciones térmicas posteriores, y tienen una influencia apreciable sobre la curva TTT.

Las microsegregaciones son responsables de la aparición de estructuras en bandas dentro de los aceros, como lo ha demostrado BASTIEN y sus colaboradores, el fósforo juega un papel importante en la formación de éstas estructuras. Los elementos de aleación son también susceptibles de segregar, y es posible clasificarlos de acuerdo a la importancia de las segregaciones : As, P, Mo, Cr, Mn, Ni.

Las microsegregaciones intervienen sobre todo en el metal en bruto de las coladas. Estas pueden aumentar considerablemente las duraciones de la transformación ensanchando la curva TTT hacia la izquierda (inicio prematuro de la transformación de las zonas empobrecidas en elementos de aleación) y sobre todo hacia la derecha (zonas que tardan en transformarse completamente).

Los productos forjados o laminados conservan generalmente los trazos de las microsegregaciones, esto hace que no cese la influencia de éstas últimas sobre la cinética de descomposición de la austenita.

La importancia de las microsegregaciones puede verse, en

dos muestras de acero, de igual composición, austenizadas a las mismas condiciones, se obtienen las curvas de transformación totalmente diferentes. De acuerdo a un estudio realizado por STEVEN y THORNEYCROFT, pueden utilizarse las curvas TTT relativas a los aceros laminados para el tratamiento de los aceros vaciados.

Por otra parte, los elementos carburígenos se difunden lentamente en la austenita oponiéndose a la homogeneización de la solución sólida.

Finalmente, en una misma pieza, sobre todo si se es de dimensiones importantes, el metal puede presentar características de transformación bastante diferentes de un punto a otro debido a los fenómenos de macrosegregación.

INFLUENCIA DE LAS INCLUSIONES

Ciertas partículas extrañas pueden servir de centros de germinación para la transformación perlítica. La presencia de inclusiones puede tener una influencia sobre el tamaño de grano austenítico y modificar así la templabilidad. Ciertas dispersiones finas de carburos o nitruros como AlN , retardan particularmente el crecimiento del grano pudiendo reducir notablemente la templabilidad. De igual manera, en un acero con contenido de vanadio o de niobio, la presencia de carburos o de carbonitruros no disueltos empobrecen la austenita en carbono y pueden frenar el crecimiento del grano, disminuyendo la templabilidad del acero para las temperaturas de austenización poco elevadas.

PRECISION Y CONDICIONES DE VALIDEZ DE LAS CURVAS TTT

Hemos visto algunos de los factores importantes que condicionan la forma de las curvas TTT: composición media de la

austenita, inclusiones no metálicas, carburos y nitruros no disueltos en la austenita ... Es importante examinar la precisión de una curva TTT, para saber si los resultados obtenidos son los esperados.

Para establecer dicha curva, las muestras del rango estudiado se templen generalmente de 50 °C en 50 °C, adoptándose las duraciones de mantenimiento isotérmico de acuerdo a una progresión geométrica, a razón de 2 segundos a partir del primer mantenimiento de 2 segundos. Para el establecimiento de una curva de transformación se necesitan de 100 a 150 muestras. Las líneas así trazadas dan una idea de la precisión gráfica del trazo, la cual depende por otra parte de la fineza de observación de las micrografías.

No sólo debe tomarse en consideración la precisión del trazado. Debe demandarse también que la curva establecida sea característica del rango estudiado, es decir, que por un lado sea representativa de la colada de donde son extraídas las probetas, y por otro lado que sea válida también para el metal del mismo rango proveniente de coladas diferentes, has de aceros diferentes.

En lo que concierne al primer punto, hemos visto la importancia de las diferencias localizadas en carbono y en elementos de aleación. Ciertas zonas segregadas pueden así transformarse menos rápidamente que otras, engendrando en las piezas gruesas las perturbaciones térmicas locales y las tensiones internas al enfriarse, son susceptibles de afectar localmente la cinética de transformación. El modo de extracción de las muestras y su orientación respecto a la dirección de laminado puede tener igualmente influencia sobre la curva de transformación. Es interesante tratar el mayor número posible de muestras, reproduciendo el mismo tratamiento térmico sobre las probetas extraídas en diferentes puntos de la pieza de acero estudiado.

Para saber si la curva obtenida es característica del rango, se compara con aquellas obtenidas a partir de coladas de origen diferente (colada de un mismo acero y aceros diferentes). La diferencia entre los trazos obtenidos, depende en primer lugar del ancho de la banda de composición admitida por el rango considerado y de la influencia comparada de los elementos de aleación sobre la templeabilidad.

LAS CURVAS DE TRANSFORMACION EN ENFRIAMIENTO CONTINUO

Método de elaboración.

(a) Descripción de la dilatometría utilizada:

La dilatometría absoluta utilizada por el IRSID permite el estudio de las transformaciones alotrópicas, para una gama extensa de condiciones de enfriamiento, extendiéndose a velocidades de enfriamiento elevadas del orden de 50 °C por segundo hasta velocidades del orden de algunos grados por hora, así como para temple isotérmico y para tratamientos por debajo de la temperatura ambiente (estos ensayos han sido realizados a la temperatura del helio líquido).

Características de la probeta.- La probeta es un cilindro hueco de 5 a 30 mm de largo, 4 mm de diámetro exterior, 2,6 mm de diámetro interior; que descansa en una funda de sílice. Las variaciones de longitud son transmitidas a un graficador de desplazamientos de transformación diferencial por un botón de sílice, a través del cual, pasan los alambres del termopar cuya soldadura caliente, soldada sobre la cara superior de la probeta indica la temperatura de ésta.

El graficador de desplazamientos registra las dilataciones por medio de una tensión continua (algunos volts por mm); ésta tensión es proporcional al desplazamiento del botón de sílice. Este registro es llevado sobre el eje Y de una tabla

trazadora potenciométrica en tanto que la f.e.m. del termopar se grafica sobre el eje X y mediante un minuterero se realizan a intervalos, regulaciones de pequeños ganchos paralelos al eje X (regulaciones antes del ensayo). Se dispone así sobre la misma tabla de los tres parámetros: temperatura, tiempo, dilatación.

La funda de sílice con la probeta en su interior, se coloca en el horno en posición vertical y es colocada entre dos correderas sólidas de un carro; en el mismo carro, se halla un horno con baño de sales para los eventuales tratamientos isotérmicos después de la austenización.

Las diferentes condiciones de enfriamiento son generalmente realizadas en el orden siguiente:

Temple al agua de la funda de sílice conteniendo la probeta; temple al aceite; aire forzado sobre la funda; enfriamiento de la funda al aire ambiente; interposición de muflas de diferentes diámetros, manteniendo el horno en posición de austenización sin o con mufla alrededor de la funda. Finalmente para velocidades muy bajas, enfriar con un ciclo que ayude a reproducir el enfriamiento natural de piezas calentadas importantes.

La figura 4.6 reproduce las velocidades de enfriamiento corrientemente adoptadas para el establecimiento de las curvas T_{EU}. La ley de enfriamiento 7 corresponde a la del centro de un palastro (acero laminado) de 12 mm de espesor al aire libre.

Para cada ensayo, el horno se regula a la temperatura de austenización deseada. Ubicándolo primeramente alrededor de la funda de sílice, en tanto se toma el registro de la curva dilatométrica. Antes que la probeta sea enfriada a la velocidad adoptada, se le mantiene dentro del horno en la zona isotérmica, el tiempo que dura la austenización escogida, la

- | | | |
|-----------------------|--------------|------------------------------------|
| 1 Agua | 5 Aire libre | 9 Horno abierto + Mufia 2 |
| 2 Aceite | 6 Mufia 2 | 10 Horno 1/2 abierto |
| 3 Aire forzado 1 kg | 7 Mufia 3 | 11 Horno cerrado + Mufia 5 |
| 4 Aire forzado 1/2 kg | 8 Mufia 5 | ATM : análisis térmico y magnético |

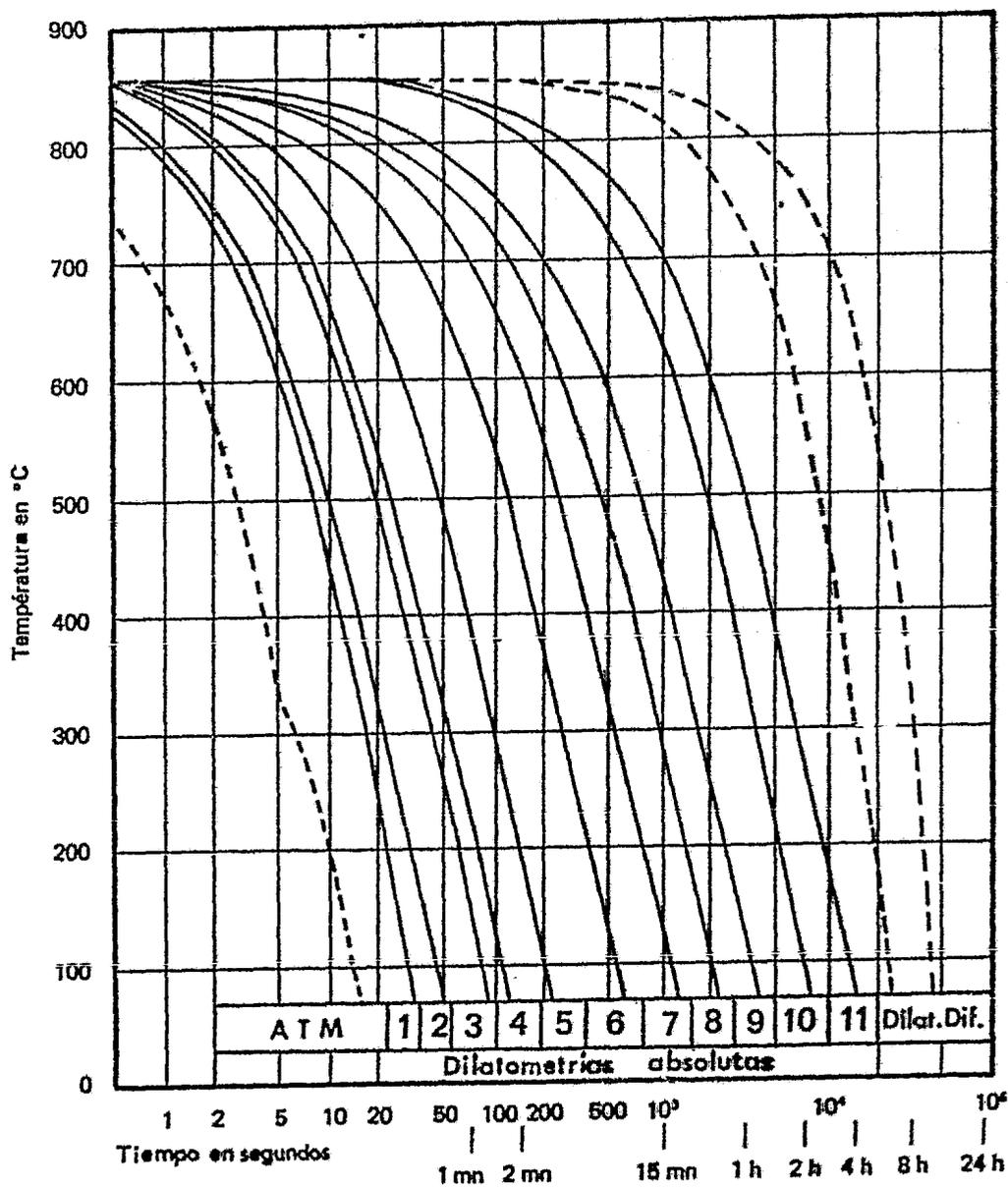


FIGURA 4.5

Curvas de enfriamiento normalizadas tras una austenización a 850 °C

cual es generalmente de 30 minutos.

Durante el calentamiento muy rápido de la probeta; el aire que entra en la funda de sílice, provoca una fuerte oxidación durante la fase de austenización. Después de los tratamientos térmicos prolongados puede introducirse argón purificado en la funda de sílice para evitar la descarburación de la probeta. La puesta bajo vacío de la funda de sílice, con posibilidad de la introducción controlada de argón es actualmente realizada para todos los ensayos que presentan muchos riesgos de descarburación.

Los registros dilatométricos llevados sobre la tabla trazadora permiten:

- La visualización del ensayo.
- La elección de la escala de temperatura y un gran formato de registros (25 x 38 cm²).
- La amplificación de las dilataciones de la probeta, las más de las veces hasta 5000.

Se puede así escoger la longitud de la probeta conservando el mismo resultado; longitud de la probeta por la amplificación de la tabla trazadora. Esto permite medir los gradientes térmicos luego de enfriamientos rápidos, conservándose así la misma sensibilidad.

No debe olvidarse que la sensibilidad de recuento de las temperaturas de transformación y de las fracciones de austenita transformada está limitada por las grandes velocidades de enfriamiento, por los gradientes térmicos en el seno de la probeta por una parte y entre ésta y la funda por otra.

(b) Ejemplo detallado:

Trazado de la curva TEO del acero 35 CD 4.

En primer lugar, se determinan las temperaturas A_{c1} y A_{c3} con el dilatómetro diferencial a una velocidad de calentamiento

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0,36	0,77	0,28	0,010	0,019	0,16	0,96	0,28

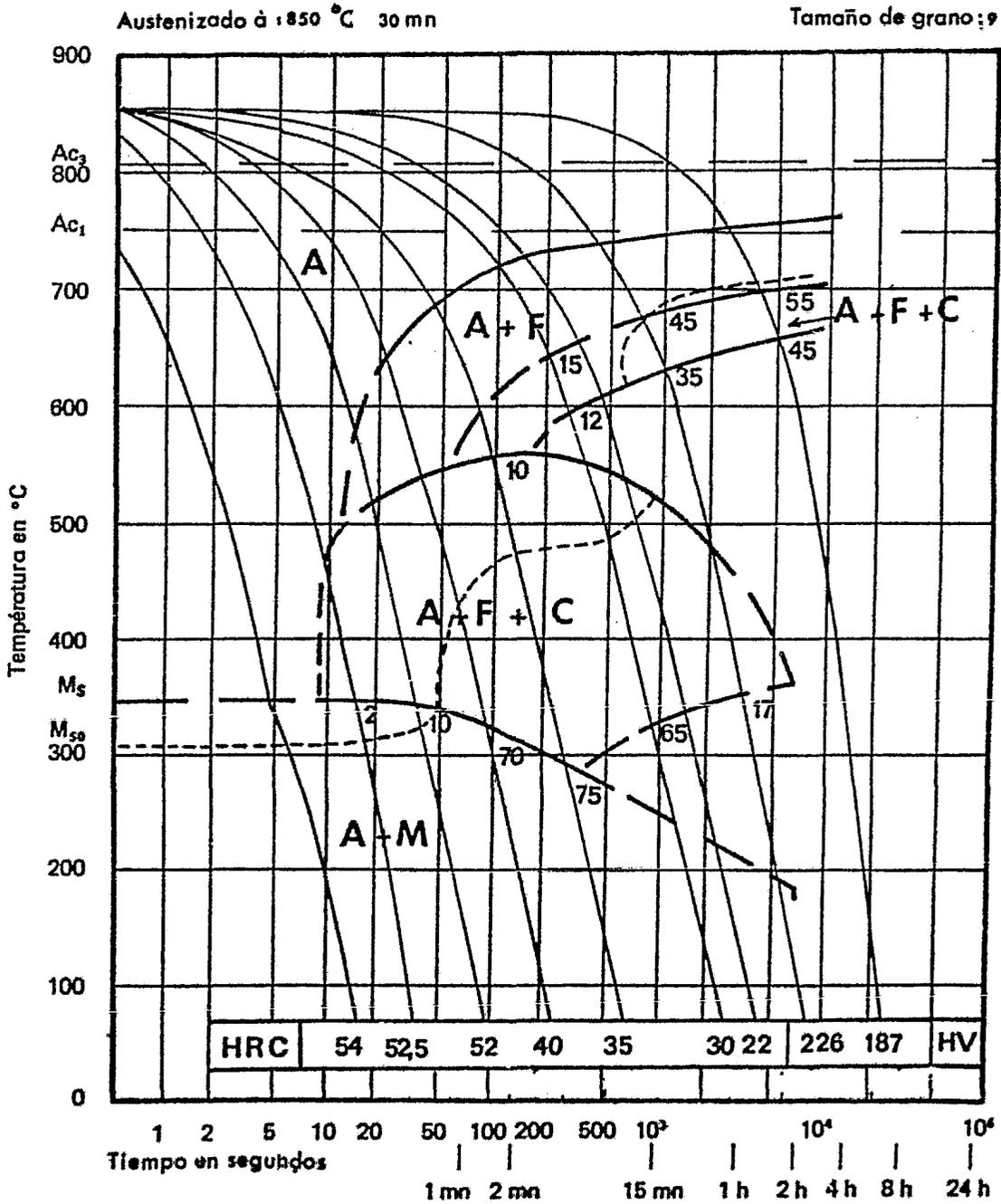


Fig.4.7 Curva TEC del acero 35CrMo4
cuyo estudio micrográfico se señala en la tabla

to de 150°C por hora. Para el rango 35 CD 4 la temperatura de austenización, recomendada por la norma correspondiente a un tratamiento de temple industrial es de 850°C . La curva TEC propiamente dicha, reproducida en la figura 4.7, ha sido establecida a partir de los 7 ensayos dilatométricos cuyos registros se han superpuesto a la figura 4.8, de un ensayo a enfriamiento rápido realizado sobre el analizador térmico y magnético y de un ensayo a enfriamiento lento realizado sobre el dilatómetro diferencial.

Las 9 curvas de enfriamiento son llevadas con la ayuda de éstos registros sobre un diagrama temperatura/logaritmo del tiempo, después de que termina la fase de austenización. Ciertos autores prefieren llevar las curvas de enfriamiento a partir del momento en que se alcanza la temperatura Ac_3 , en tanto que otros llevan en abscisas una velocidad media que caracteriza el enfriamiento dentro de un intervalo de temperatura determinado.

Las anomalías dilatométricas (dilataciones de cambio de fase) registradas, permiten posicionar las temperaturas de aparición de los constituyentes formados y la longitud de cada curva de enfriamiento.

Para determinar el porcentaje de austenita transformada en cada estado de la reacción, se deben formar algunas suposiciones más o menos aproximadas:

- puede separarse la dilatación térmica y las anomalías dilatométricas ligadas a la transformación,
- a una temperatura determinada, la amplitud de la anomalía dilatométrica es proporcional a la cantidad de austenita transformada,
- si la transformación se completara a una temperatura determinada, la amplitud de la anomalía dilatométrica, sería igual a aquella que corresponda a la estructura formada con la diferencia de las ordenadas tomadas, por una parte,

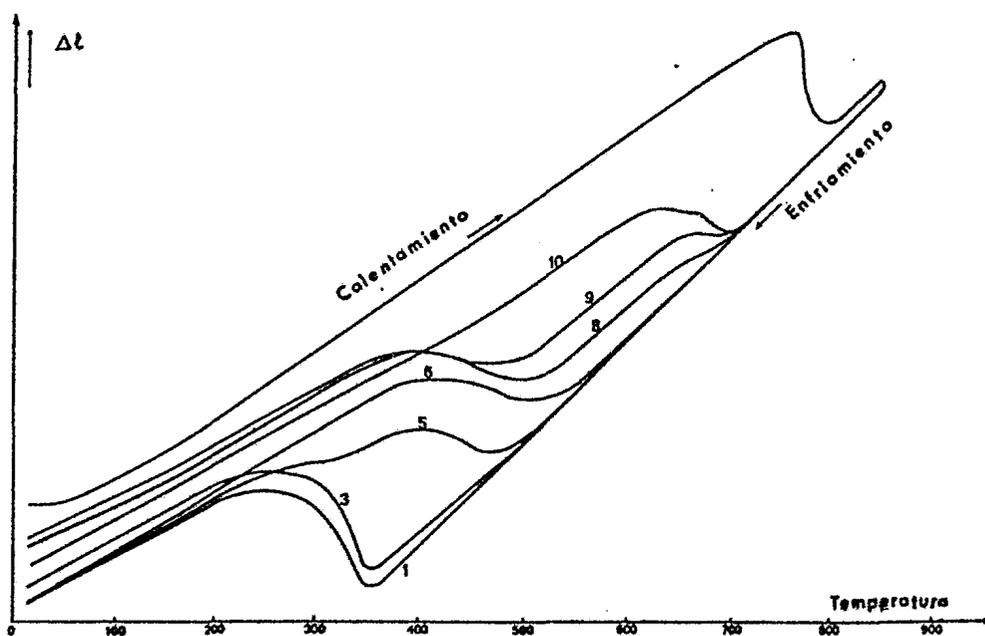


Fig.- 4.8

Superposición de registro dilatométricos
para el establecimiento del diagrama TEC de la fig. 47

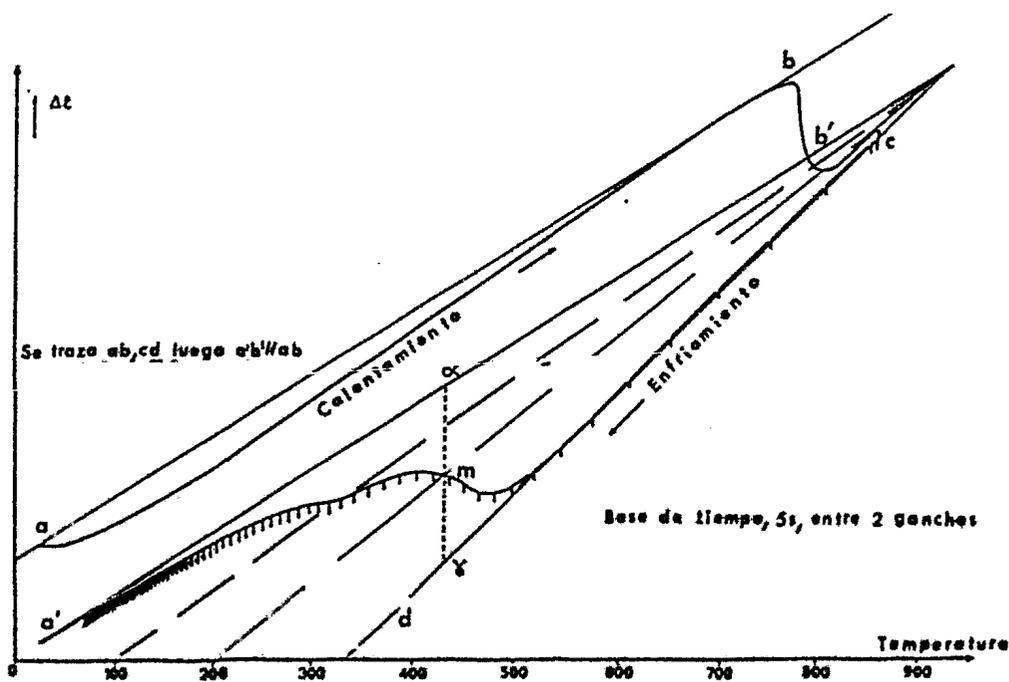


Fig.-4.9 Registro dilatométrico correspondiente
a la dureza final 40 HRC de la fig. 4.7

sobre una recta de dilatación paralela a la de calentamiento, pasando por el punto final del registro y por otra parte, sobre la prolongación de la recta de enfriamiento de la probeta completamente austenizada,

- los coeficientes de dilatación de las diversas estructuras varían suficientemente poco con la f.e.m. del par soldado sobre la probeta, en tanto que se abstiene de hablar de rectas de dilatación térmica sobre los registros,
- el coeficiente de dilatación del acero en el estado bifásico se determina en la primera aproximación, de acuerdo a la ley de mezclas;

$$\lambda_{\alpha + \gamma} = \alpha \lambda_{\alpha} + (1 - \alpha) \lambda_{\gamma}$$

- las diferentes estructuras de la fase α obtenidas tienen un coeficiente de dilatación cercano al anterior.

El porcentaje de austenita transformada dentro de cada uno de los dominios, puede entonces, ser determinada gráficamente sobre cada uno de los registros dilatométricos como muestra la figura 4.9, relativo al enfriamiento marcado por la dureza 40 HRC sobre la figura 4.7. Si se supone que casi toda la austenita se ha transformado después del enfriamiento, justo a la temperatura ambiente, las rectas a'b' (paralela a ab) y cd corresponden respectivamente a la dilatación del acero en el estado α y a la contracción en el estado γ . El porcentaje de austenita transformada en "m" está dado por la relación $m\delta/m\alpha$ siendo el 50% para el punto "m" de la figura 4.9.

Más adelante veremos que la austenita no se transforma totalmente cuando se llega a la temperatura ambiente (punto a' de la figura 4.9) durante el enfriamiento.

Los porcentajes de austenita transformada así encontrada en cada uno de los dominios de reacción son llevados sobre las curvas de enfriamiento al igual que los puntos correspon-

dientes al 50% de la transformación (tal como "m" corresponde a 435 °C para la dilatometría de la figura 4.9). Estos últimos puntos al unirlos permiten establecer la línea punteada de la curva TEC (figura 4.7).

El estudio dilatométrico se completa con un estudio micrográfico de las probetas: pudiéndose precisar así la naturaleza de los constituyentes formados y los porcentajes de austenita transformada, evaluándose sobre las curvas dilatométricas.

Los ensayos esclerométricos Vickers bajo cargas de 10 Kg_f, se efectúan antes de atacar con nital a las probetas y los valores obtenidos (expresados en unidades Rockwell-C, o en Vickers para los más débiles) son llevados sobre el diagrama en la base de las curvas de enfriamiento correspondiente.

Consideremos por ejemplo, el ensayo visto anteriormente, cuyos registros dilatométricos están reproducidos sobre la figura 4.9. Se puede leer sobre el diagrama TEC de la figura 4.7 la dureza final correspondiente de 40 HRC.

La observación microscópica de un cierto número de capas sobre la superficie pulida y atacada de la probeta, revela los trazos de ferrita, de bainita y de martensita. Se puede así evaluar aproximadamente algún por ciento de la proporción de ferrita, que resulta antes de los 540 °C (la anomalía de dilatación correspondiente a la ferrita no es perceptible sobre el registro). Y al 70% de los constituyentes finales, la proporción de bainita aparece después del enfriamiento hasta los 300 °C, mientras que, el resto corresponde a la martensita formada posteriormente.

La observación microscópica igualmente permite fijar el fin del dominio martensítico en la vecindad de la curva de enfriamiento señalada con la dureza final HV = 226.

Sabemos, por lo que vimos del ejemplo en (b), que la anoma

lía dilatómetrica correspondiente a la aparición de la ferrita pro-bainítica, no es siempre perceptible sobre el registro y que el porcentaje de ésta no puede ser determinado más que por micrografía. En este caso, es posible precisar el inicio de la transformación de la austenita, reproduciendo sobre el analizador térmico y magnético la velocidad de enfriamiento estudiada e interrumpiendo este enfriamiento a diferentes temperaturas para un temple enérgico de la probeta bajo un chorro de helio. Es entonces, fácil observar al microscopio la temperatura de temple correspondiente a los primeros trazos de ferrita. Este método bastante fastidioso de enfriamiento "ROTURA" puede ser utilizado para precisar toda temperatura de transformación ó todo porcentaje del constituyente formado a condición de operar sobre rangos bastante templables, o, más exactamente, a condición de no simular las velocidades de enfriamiento demasiado grandes para que sea bien definida la "ROTURA" de la ley de enfriamiento.

Otra causa de imprecisión más seria del análisis dilatómetrico puede provenir de la cinética misma de la transformación. Si la velocidad de aparición del nuevo constituyente es relativamente débil, por ejemplo, la anomalía dilatómetrica correspondiente puede ser cubierta parcialmente por aquella proveniente de un producto de transformación anterior. De igual manera no es fácil descubrir con sólo dilatometría el fin del dominio bainítico o el inicio del dominio martensítico, después de la transformación bainítica. Por otra parte, los coeficientes de dilatación y la amplitud de las anomalías dilatómetricas dependen en cierta medida de la homogeneización de la austenita y de la estructura de la fase α obtenida.

(c) Problemas que se presentan en el análisis dilatómetrico:

Las grandes velocidades de enfriamiento o las grandes velocidades de calentamiento inicial de la funda, producen el

llamado "efecto de funda", debido a las dilataciones térmicas no simultáneas de la funda de sílice y de la probeta que implican variaciones rápidas de temperatura, que limitan la sensibilidad y la precisión de los registros dilatométricos. Para remediar este retardo en temperatura de la probeta, en relación con la de la funda que la rodea, se ha elaborado un dilatómetro "pseudo-diferencial" donde son comparadas las dilataciones de la probeta estudiada y las de una probeta idéntica de sílice, sometidas al mismo ciclo térmico en dos fundas de sílice idénticas y contiguas. Aún en estas condiciones no se obtienen las mismas rectas representativas de las dilataciones para el estado α y para el estado γ que las que se obtienen cuando las curvas dilatométricas son registradas en función de la f.e.m. de un termopar.

A partir de velocidades de enfriamiento de algunas decenas de grados por segundo, aparece el problema de la homogeneidad térmica de la probeta, la cuál sólo puede ser resuelta limitando el tamaño de ésta y evitando el contacto con una masa inerte.

Estas últimas condiciones son realizadas en el analizador térmico y magnético del IRSID, donde bajo el chorro de helio, se obtienen velocidades de enfriamiento de muchos centenares de grados por segundo sin gradientes térmicos importantes, esto reproduce las condiciones de temple martensítico más severas y ayudan a completar los diagramas TEC.

La apreciación que se tiene a partir de la curva dilatométrica de las temperaturas de aparición de los diferentes constituyentes y sobre todo de los porcentajes de austenita transformada para cada estado, es aproximada.

Hay que tomar en cuenta las pequeñas cantidades de austenita transformada, ya que éstas, son las impresiones correspondientes al trazado de líneas de transformación con trazos interrumpidos.

De los ensayos efectuados en el dominio de descomposición completa de la austenita en ferrita y perlita se muestra, por ejemplo, que las micrografías revelan después de la transformación una proporción de ferrita, inferior a la determinada por la comparación de las anomalías de dilatación. De manera general, las precipitaciones, las heterogeneidades de la estructura, el sentido de extracción de la probeta pueden afectar los coeficientes de dilatación y la amplitud relativa de las anomalías dilatométricas. Las complicaciones introducidas por las microsegregaciones y las estructuras en bandas son tanto más delicadas, que es difícil de estimar los porcentajes de las estructuras formadas a partir de observaciones microscópicas locales, por lo que recurrimos al analizador cuantitativo.

Por último, los registros dilatométricos presentes no permiten apreciar el porcentaje de austenita no transformada después del enfriamiento a temperatura ambiente.

De las determinaciones hechas mediante rayos X y de los ensayos dilatométricos realizados a la temperatura del nitrógeno líquido se ha obtenido que, salvo para los aceros de alto contenido en carbono y/o en elementos de aleación, los contenidos de austenita residual raramente pasan de 5 a 10%.

INFLUENCIA DE DIFERENTES FACTORES SOBRE LA FORMA DE
LAS CURVAS TEC

(a) Influencia de la composición química.

Como para las curvas TTT, la zona situada a la izquierda de la curva de transformación constituye el dominio de la austenita estable: si el dominio es grande, la templabilidad del acero es elevada.

De manera general los elementos gamágenos como el níquel o el manganeso (a excepción del cobalto) desplazan la curva TEC hacia la derecha y hacia abajo; los elementos alfégenos tales como el cromo, el molibdeno o el vanadio, tienen una influencia más específica sobre los dos dominios de transformación perlítica y bainítica.

Para tener una idea de la influencia de algunos de estos elementos de adición, consultamos las curvas TEC de los rangos:

XC-38, 35M5, 35NC6, 35CD4.

Para el acero al carbono XC-38 la transformación se efectúa completamente dentro del dominio ferrito-perlítico, aún para una velocidad de enfriamiento del orden de algunas decenas de grados por segundo.

Por comparación, el aumento de la templabilidad debido al aumento de 0,69 a 1,12% del contenido en manganeso se indica sobre la curva 35M5. El aplastamiento en temperatura del dominio bainítico de ésta última, es para discernir de la traslación realizada en este mismo dominio por el cromo sobre la curva del acero 3204.

La comparación de las curvas TEC de los aceros 3204 y 35NC6 muestra que el cromo desplaza más fuertemente hacia la derecha el dominio bainítico, que el dominio superior; el ní-

quel ejerce sobre ellas, más o menos la misma traslación, con un ligero aplastamiento de la nariz ferrito-perlítica (abatimiento de la temperatura de aparición de la ferrita).

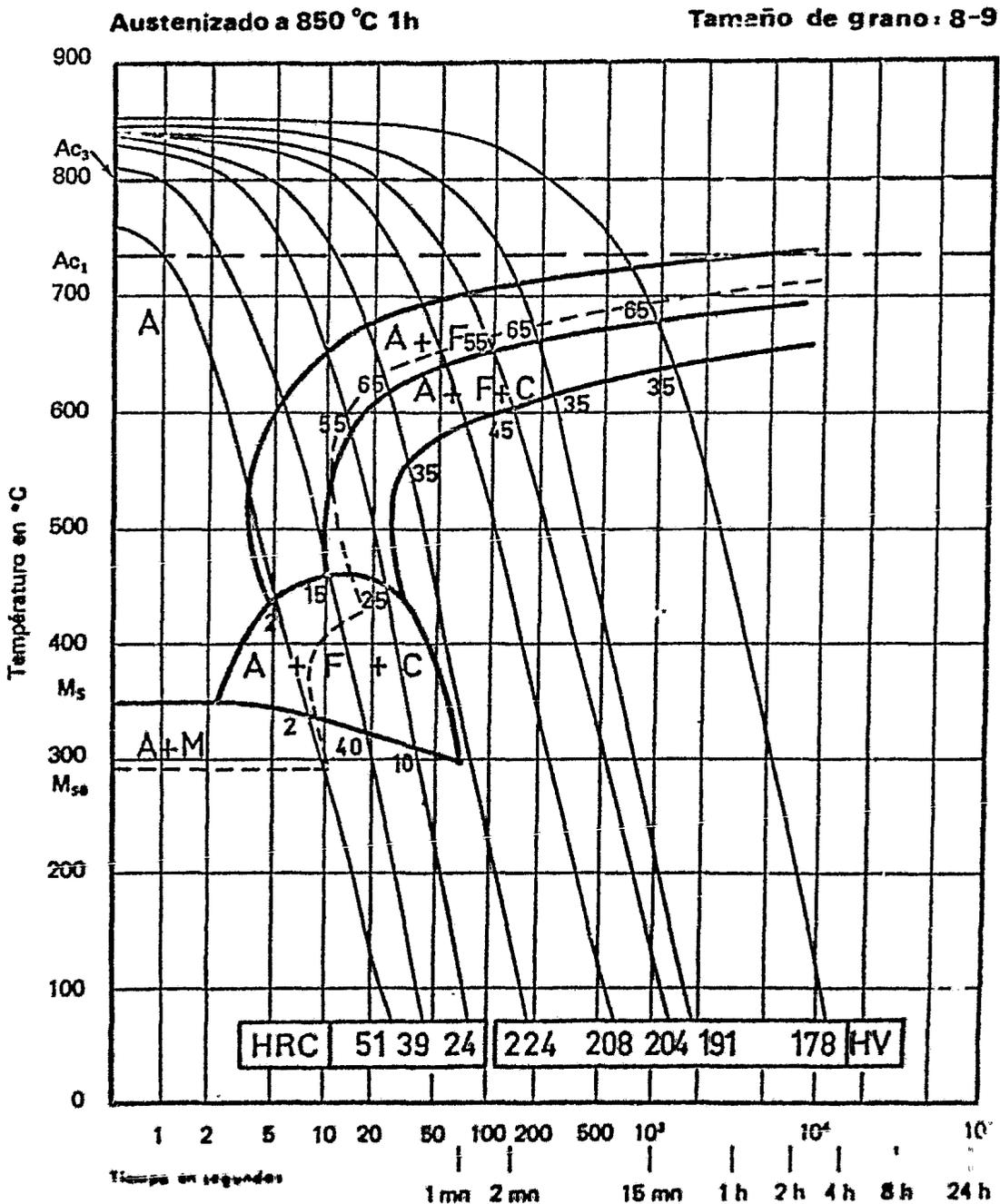
La confrontación de las curvas de 32C4 y de 35CD4 pone particularmente en evidencia la influencia de menos del 0,2% de molibdeno sobre la templabilidad. Con una fuerte traslación hacia la derecha y en menor grado hacia las bajas temperaturas, con una acción más marcada dentro del dominio superior. El molibdeno es pues particularmente favorable para la obtención de estructuras bainíticas. Su influencia aparece más claramente todavía, sobre la curva TEC del acero 50CD4 (la zona de austenita estable separa los dominios perlíticos y bainíticos sobre el diagrama TTT, se manifiesta aquí por una interrupción momentánea de la transformación) ó aún más todavía sobre la curva de un acero de bajo carbono con algunas milésimas de % de boro ("vóveda" superior del dominio "bainítico" particularmente prolongado y horizontal).

El endurecimiento acompaña las reacciones de precipitación de carburos o carbonitruros en el enfriamiento continuo, utiliza después tiempos grandes para mejorar las características mecánicas de ciertos aceros de construcción, previamente necesita una puesta en solución más o menos completa del (de los) elemento (s) endurecido (s) que pueden afectar eventualmente la forma de la curva TEC. Recordemos brevemente que el efecto de endurecido de pequeñas adiciones de niobio o vanadio (decenas de milésimas de %), por no citar a los elementos dispersos más empleados, se atribuye a la precipitación interfásica dentro de la ferrita de carbonitruros muy finos generalmente dispuestos en capas, cuyos espaciamentos aumentan cuando la velocidad de enfriamiento disminuye (luego de una elevación en la temperatura de transformación isotérmica en el dominio ferrito-perlítico).

Para un acero soldable con 40 milésimas de % de niobio,

35 M 5

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	Al %
0,33	1,12	0,30	0,027	0,018	<u>0,24</u>	0,11	0,04	0,19	0,010

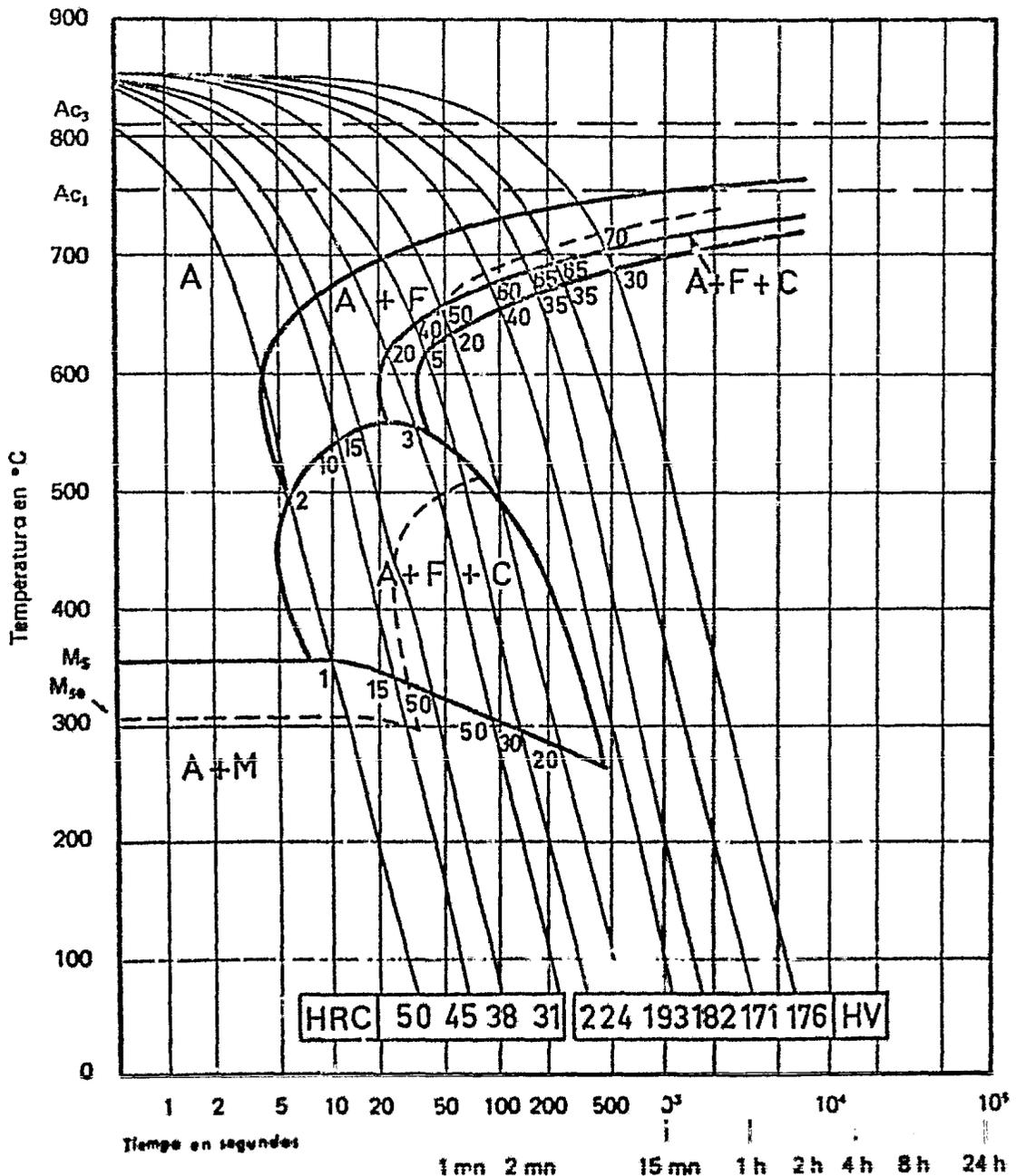


32 C 4

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,32	0,76	0,30	0,010	0,021	0,26	1,08	0,02	0,17

Austenizado a 850°C 30mn

Tamaño de grano: 10-11

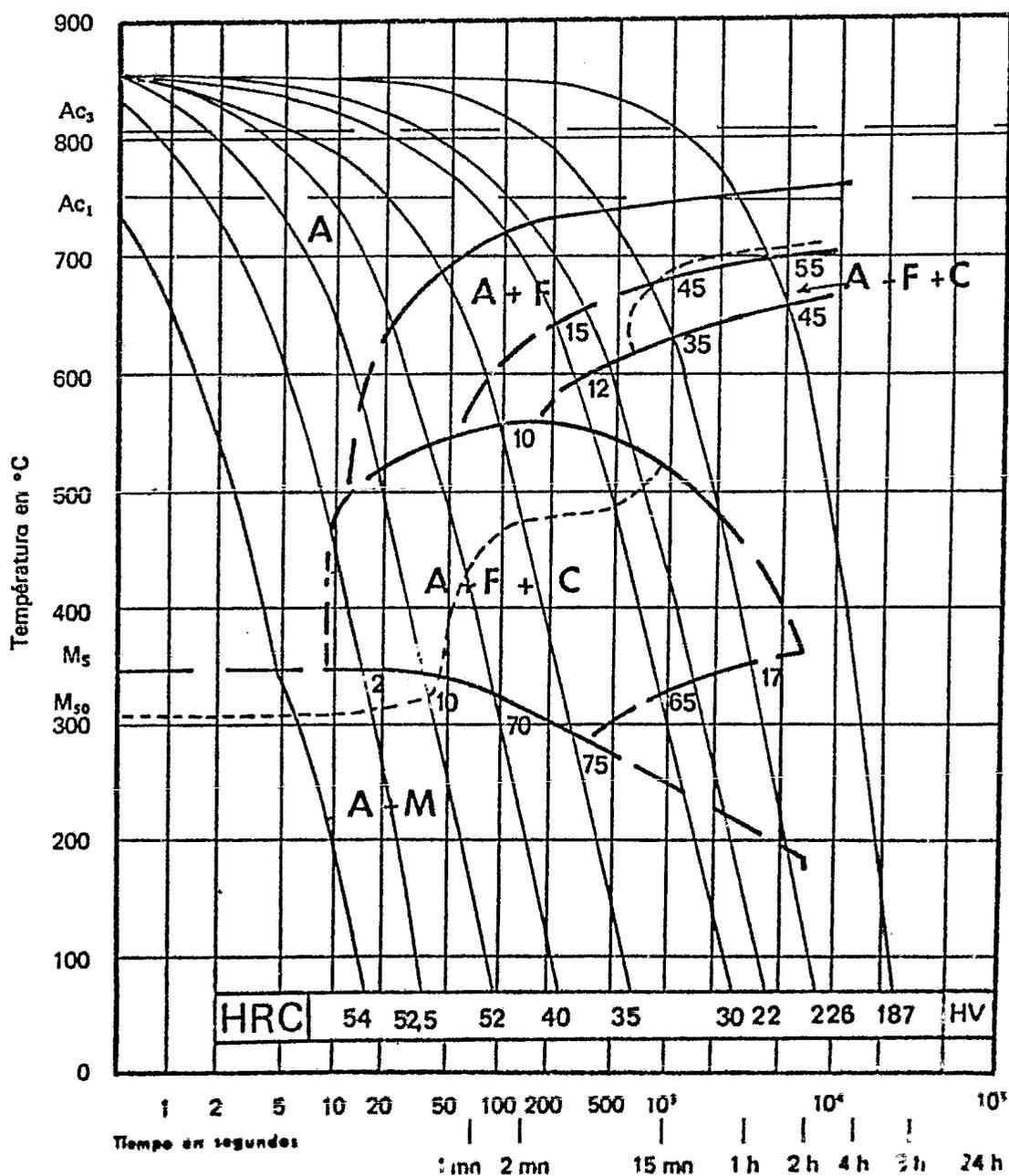


35 CD 4

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0,36	0,77	0,28	0,010	0,019	0,16	0,96	0,28

Austenizado a 850 °C 30 mn

Tamaño de grano : 9



austeniza a 1250 °C, y para ciertas velocidades de enfriamiento, la temperatura de transformación puede ser menor en algunas decenas de grados en relación a la de un acero soldable sin niobio tratado en las mismas condiciones, en caso contrario la austenización se realiza a 900 °C (Nb (C,N) no disueltos).

(b) Deformación de la curva TEC bajo el efecto de débiles variaciones de la composición.

Sería interesante saber en que medida la curva TEC establecida para un acero y las condiciones de austenización determinadas, es representativa del rango de este acero o, más generalmente, de saber si algunas adiciones restringidas modifican notablemente estas curvas.

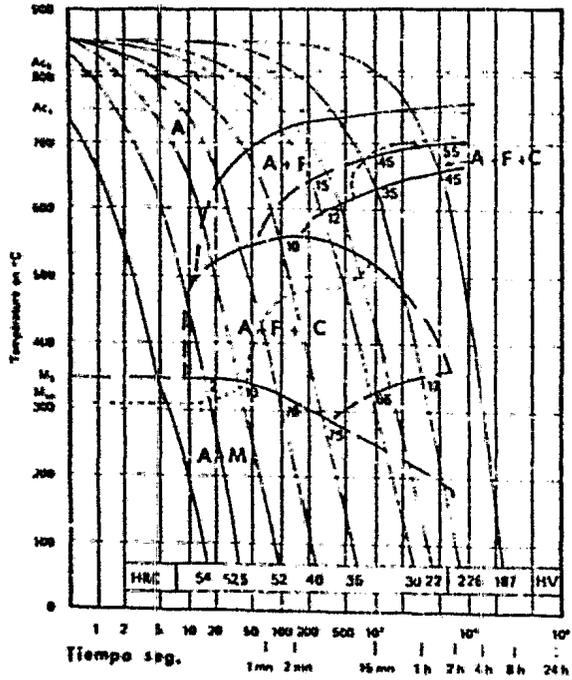
Teniendo en cuenta los efectos antes mencionados del carbono y del molibdeno, nos limitaremos en confrontar las curvas TEC de 3 aceros industriales cuyos análisis están indicados en la tabla adjunta, con los contenidos de composición admitidos por la norma NF A 35-551 para el acero 35CD4.

Señalar	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni
norma 551	0.33-0.39	0.60-0.90	0.10-0.40	0.85-1.15	0.15-0.30	
A	0.37	0.79	0.30	1.00	0.18	0.17
B	0.36	0.77	0.28	0.96	0.28	0.16
C	0.30	0.74	0.285	0.96	0.20	0.09

acero B

C %	Mn %	Si %	S pp	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0.36	0.77	0.28	0.010	0.018	0.16	0.96	0.28

Austenizado a: 850 °C 30 mn Tamaño de grano: 9



acero C

C %	Mn %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %
0.30	0.74	0.265	0.09	0.96	0.105

Austenizado a: 850 °C 30 mn Tamaño de grano: 8

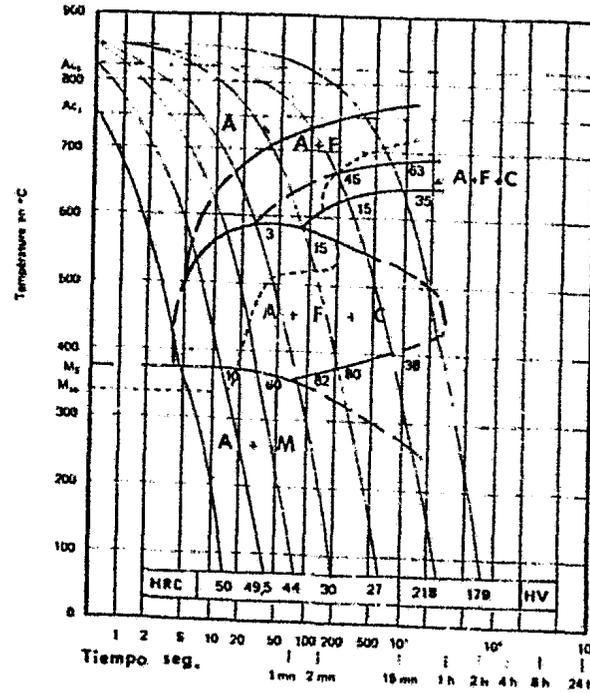


Fig.-4.10

•Comparación de las curvas TEC de dos aceros 35CD4

Las curvas TEC de los aceros B y C (A no reproducida), luego de la austenización en las mismas condiciones, son prácticamente idénticas, vista la precisión del método de trazo, aquí se muestra el paso de 0,18 a 0,28% del contenido en molibdeno desplazándose muy poco el dominio superior para esta gama de composición. La curva TEC de un acero con menos de 0,1% de C, tendrá por el contrario, un cambio sensible con esta variación de contenido en molibdeno.

La figura 4.10 que reproduce las curvas TEC de los aceros B y C ilustra el efecto apreciable de pequeñas variaciones del contenido de carbono sobre la templabilidad y la forma de la curva de transformación (a pesar de un efecto ligeramente inverso del tamaño de grano sobre la templabilidad comparada de estos aceros).

(c) Influencia de las condiciones de austenización y del tamaño de grano austenítico.

La transformación de la austenita por germinación y crecimiento, es favorecida por un aumento relativo de la superficie de las fronteras de los granos y puede ser modificada por los carburos, nitruros, carbonitruros o carboboruros no disueltos en la austenización o precipitados antes de la transformación.

En el caso de los aceros hipoeutectoides, una elevación de la temperatura de austenización se traduce, principalmente en una modificación eventual de la composición de la solución sólida (puesta en solución de carburos por ejemplo...), frenado por la presencia de una fina dispersión de precipitaciones (carbonitruros de vanadio o de niobio, nitruros de aluminio), que entran progresivamente en solución y pierden después su efecto cuando la temperatura crece. Una duración de austenización prolongada puede contribuir al aumento del tamaño de

grano, y por otra parte el riesgo de una descarburación superficial en ausencia de una atmósfera protectora. El aumento en el tamaño de grano aumenta la estabilidad de la austenita, respecto de la transformación ferrito-perlítica y favorece luego la formación de constituyentes de tipo acicular en el curso del enfriamiento, reduciendo la velocidad crítica de temple.

En el caso de aceros hipereutectoides o fuertemente aleados, una elevación de la temperatura de austenización se traduce, sobre todo por una puesta en solución progresiva más completa de carburos, puede aumentar notablemente la estabilidad de la austenita, y desplazar fuertemente hacia la derecha la curva de transformación.

(d) Influencia de las segregaciones.

Las incidencias de las segregaciones sobre las transformaciones isotérmicas, se observan también en el caso de transformaciones en enfriamiento continuo. Las macrosegregaciones presentan el problema de la extracción previa de la probeta representativa de la colada considerada. Las microsegregaciones pueden conducir a un resultado importante de la descomposición de la austenita y a las sustituciones de los dominios en las transformaciones sucesivas.

Se pueden constatar las anomalías de dilatación, debidas a la transformación de la austenita, dentro de dos dominios sucesivos completamente diferentes de amplitud relativa, pues según el sentido de la extracción (largo ó ancho) de las probetas dilatométricas sobre un acero 35 CD 4, poseen una estructura en bandas marcadas.

(e) Influencias diversas.

Para un rango de acero determinado, el modo de elaboración puede tener una cierta influencia sobre la transformación.

Basta imaginar los problemas en el desarrollo de la transformación ligadas a las segregaciones y a las estructuras en bandas, la lista compleja de precipitaciones finamente dispersas o de adiciones calmantes en exceso. Tales influencias son muy difíciles de apreciar cuantitativamente.

Las tensiones internas, son a menudo difíciles de descubrir y de calcular, pueden igualmente desempeñar un papel importante en la transposición de los resultados obtenidos de las curvas de transformación, de los enfriamientos de piezas macizas. Para éstas últimas, las tensiones nacidas de las variaciones locales de masa volumétrica que acompaña a la transformación, se combina con las tensiones térmicas nacidas de los gradientes de enfriamiento para modificar localmente la cinética de reacción. Para un acero dado, las anomalías dilatométricas son mucho más importantes, si la transformación se efectúa a bajas temperaturas, la estabilidad de la austenita deberá ser particularmente afectada en el dominio de bajas temperaturas del diagrama TEC, dónde por otra parte el metal es menos maleable.

Ciertos autores han tratado de simular con tensiones externas, el efecto de las tensiones internas sobre las características de dilatación y de las temperaturas de reacción de los diferentes dominios de transformación. La influencia de las tensiones aplicadas depende, evidentemente del sistema de éstas tensiones y de su importancia.

Dentro del dominio ferrito-perlítico, una tensión de tracción de algunos mbars puede bastar para doblar la amplitud de la anomalía de dilatación debida a la transformación, sin que la temperatura de reacción sea significativamente modificada. Por el contrario, a una deformación plástica de la austenita del orden del 20% corresponde el último paso de laminado controlado de un acero soldable al Nb, la temperatura de inicio de transformación puede ser de 20 a 30 °C superior a la deter

minada para una misma velocidad de enfriamiento después de la austenización a 1250°C y sin deformación. En el dominio bainítico, se comprueba igualmente una aceleración de la transformación de la parte de un cierto tipo de tensión, en función de la temperatura. Finalmente en el dominio martensítico, la amplitud de la anomalía dilatométrica es modificada a partir de muchas tensiones elásticas débiles y depende del sistema de tensiones aplicadas. Se define, por otra parte, una temperatura M_d , superior a M_s , por encima de la cuál la deformación plástica en fase austenítica, evita la formación prematura de martensita y puede asimismo estabilizar a la austenita.

Para los aceros hipoeutectoides, es conveniente subrayar el abatimiento de la temperatura M_s , después de las transformaciones anteriores incompletas de la austenita en bainita o ferrita-perlita. Este crecimiento de la estabilidad de la austenita no transformada todavía y enriquecida en carbono y en elementos de aleación se manifiesta sobre el diagrama TEC.

Para los aceros hipereutectoides, una precipitación de carburos en el curso de un enfriamiento bastante lento, puede tener como efecto un cambio en la temperatura M_s .

En conclusión, los factores que influyen sobre el desarrollo de la reacción de las transformaciones, en el enfriamiento continuo, son más numerosas que para las transformaciones isotérmicas, aquí hemos considerado sólo las más importantes.

AUSTENITA NO TRANSFORMADA A TEMPERATURA AMBIENTE

Para las velocidades de enfriamiento superiores a la velocidad crítica de temple martensítico, la cantidad de austenita no transformada puede ser importante a la temperatura ambiente, si ésta se sitúa dentro del intervalo $M_s - M_f$, como es el caso de los aceros de alto contenido de carbono o de elementos de aleación (aceros rápidos particularmente).

Para los aceros poco aleados, ésta austenita residual es relativamente inestable, y se descompone generalmente durante el revenido que sigue al temple (2^o estado de revenido perceptible sobre un dilatómetro diferencial).

Para los aceros aleados, y particularmente para los aceros de herramientas, la austenita residual es más estable. No se descompone durante el revenido efectuado a una temperatura inferior a los 500 °C, pero se desestabiliza durante los revenidos efectuados entre 500 y 600 °C, al grado de transformarse casi totalmente, luego del enfriamiento después de la temperatura de revenido.

En ciertos casos donde el revenido debe ser corto, puede ser interesante darle al metal un tratamiento rápido a baja temperatura previo al revenido, a fin de completar en parte la transformación martensítica, con una disminución de la temperatura por debajo de M_f . Sin embargo se debe tener en cuenta el fenómeno de estabilización de la austenita.

La estabilidad de la austenita residual aumenta con una transformación martensítica incompleta entre M_s y M_f . En particular una detención en el enfriamiento a temperatura ambiente, conduce a una estabilización tanto más importante si su duración es larga: se realiza entonces un enfriamiento posterior a una temperatura inferior a M_f para hacer progresar la transformación.

De manera general, la cantidad de austenita finalmente no transformada a la temperatura ambiente, depende no solamente de las condiciones de enfriamiento (es a menudo máxima a una velocidad de enfriamiento cercana a la velocidad crítica de temple) sino también de las transformaciones que la acompañan igualmente de las condiciones de austenización. Aumenta, particularmente con una puesta en solución más completa de carburos (M_s y M_f más bajos).

Por otra parte la austenita residual es susceptible de ser transformada lentamente, al menos en parte, en forma isotérmica a la temperatura ambiente. Cuando la proporción de austenita retenida es bastante elevada, la lenta descomposición de ésta última a la temperatura ambiente, puede engendrar deformaciones parásitas (problema metroológico de la estabilidad dimensional) de las tensiones residuales. El riesgo puede evitarse y la dureza final aumentar efectuando según el caso, un enfriamiento a baja temperatura, uno o varios revenidos ó una secuencia de éstos tratamientos, inmediatamente después, volver a la temperatura ambiente las piezas, a modo de evitar los fenómenos de estabilización de la austenita antes mencionados.

Los dos métodos principales de determinación del porcentaje de austenita residual son: el dosificado de los rayos X (cuya precisión puede ser alterada por la presencia de finas o fuertes tensiones residuales en la pieza estudiada), y el análisis dilatométrico diferencial. Este último es empleado corrientemente por el IRSID en la forma siguiente. Después de un corto tratamiento previo de estabilización a 100°C (que no afecta en nada el porcentaje de austenita residual), la probeta se monta sobre un dilatómetro diferencial y se le somete a un ciclo de revenido de algunas horas justo a 450 ó 650°C , según la naturaleza de los aceros, para obtener la descomposición de la austenita residual, antes de retornar a

la temperatura ambiente. Se mide entonces, con precisión sobre el registro dilatométrico, la pendiente de la curva entre 20 y 100 °C de calentamiento (la pendiente m_1 corresponde a una mezcla de las fases γ y α en proporción γ y $1-\gamma$), después un enfriamiento (pendiente m_2 corresponde sólo a la fase α). Utilizando la ley de las mezclas para los coeficientes de dilatación y suponiendo además que entre 20 °C y 100 °C, $\lambda_\gamma/\lambda_\alpha \approx 1,7$, se obtiene el porcentaje de austenita residual buscada.

$$\gamma = \frac{\lambda_\alpha + \delta - \delta_\alpha}{0,7 \lambda_\alpha}$$

De la información obtenida con las medidas de los rayos X, se indica que puede esperarse una precisión del orden del 10%.

APLICACIONES PRACTICAS DE LAS CURVAS DE TRANSFORMACION

Utilidad de las curvas de transformación isotérmica.

Hemos visto que la curva TTT de un acero, permite hacernos una idea de la estabilidad de la austenita y de su cinética de descomposición en cada uno de los dominios de transformación. Además, excepto las eventuales dificultades ligadas al periodo de la puesta en temperatura, los resultados obtenidos de tratamientos isotérmicos sobre probetas son similares a los obtenidos de tratamientos isotérmicos sobre piezas macizas. Como la influencia de la microestructura sobre las propiedades mecánicas en frío o en caliente es bien conocida, las curvas TTT podrían servir de guía en el tratamiento térmico por utilizar.

Desafortunadamente, los tratamientos térmicos industriales

más clásicos hacen intervenir sobre todo, por razones técnicas y económicas, las fases de transformación en enfriamiento continuo. Conociendo la ley de enfriamiento del tratamiento, la curva TTT del acero considerado no puede pues en general, más que proporcionar indicaciones aproximadas, en la medida en que la curva de transformación en enfriamiento continuo es desplazada hacia la derecha y hacia abajo en relación al diagrama TTT.

A pesar de esto y algunas restricciones, las aplicaciones industriales inmediatas de las curvas TTT en los tratamientos isotérmicos pueden ser interesantes. Recordemos a los tratamientos térmicos industriales que se basan principalmente sobre un periodo isotérmico; éstos son: esencialmente el temple escalonado martensítico (martempering), el temple escalonado bainítico (austempering) y el recocido isotérmico cuyos ciclos térmicos respectivos se indican sobre la figura 4.11 .

En lo que concierne a los tratamientos de temple escalonado martensítico, la presencia eventual sobre la curva TTT del acero considerado, de una zona de estabilidad suficientemente grande de austenita, por encima de la temperatura M_s , garantizará particularmente la posibilidad de realizar dichos temple.

Por otro lado el temple escalonado bainítico, supone que la curva TTT presente un dominio bainítico bastante acusado. En general, el mantener una temperatura determinada, suficientemente baja, sobre el diagrama TTT, bastará para asegurar un porcentaje de transformación elevado de austenita en bainita. Un caso particular interesante, es el temple escalonado de piezas cementadas o carbonitruradas.

De la consideración de las posiciones respectivas de las curvas TTT relativas, una para el corazón de la pieza, y la otra para la capa superficial, permite obtener una transformación total (en bainita principalmente) del corazón de la

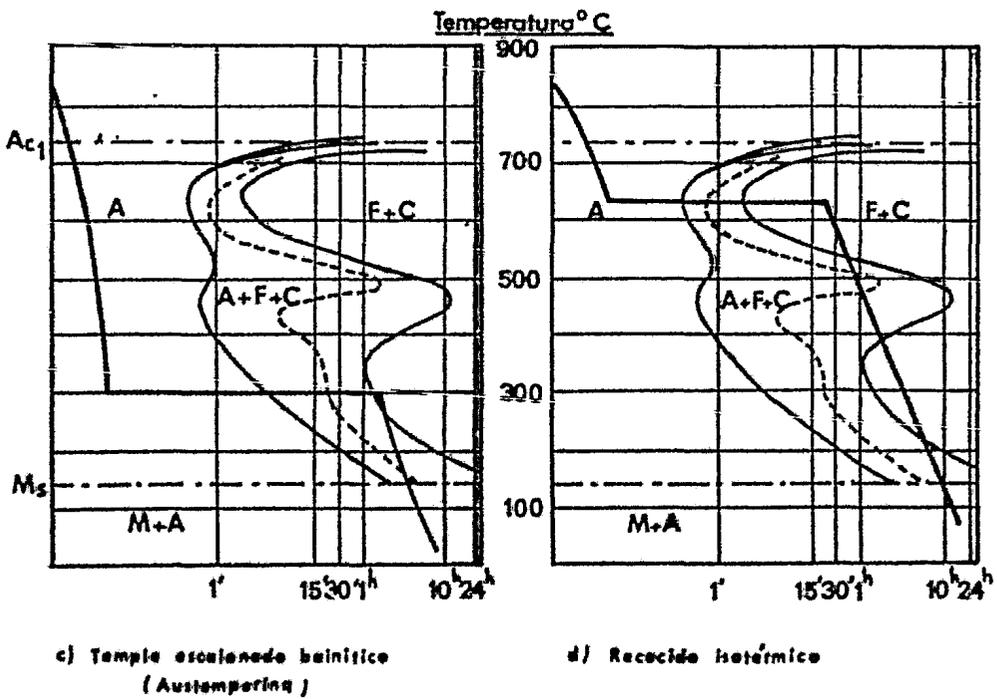
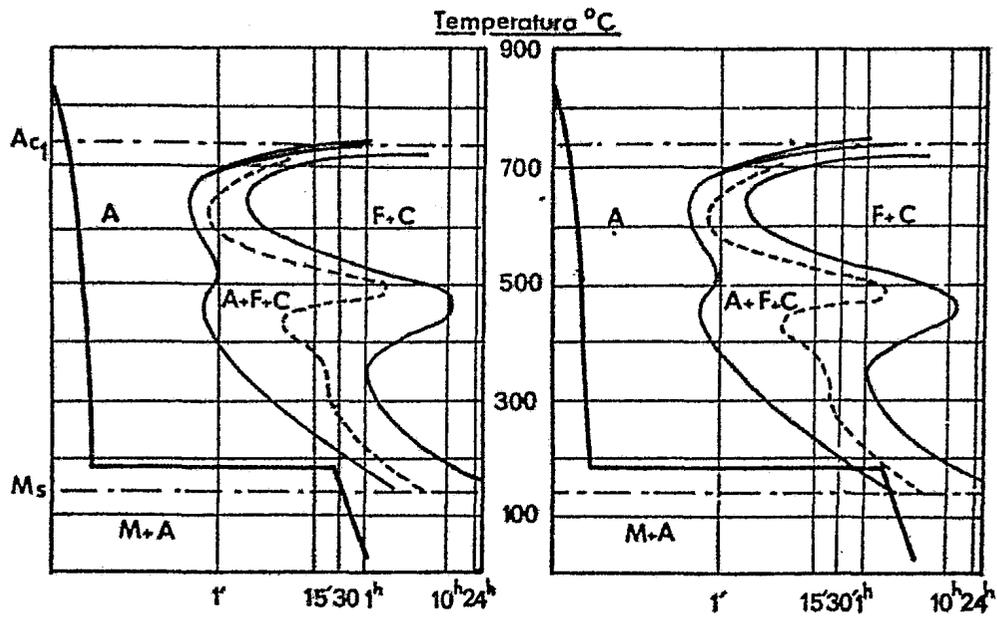


Fig. 4.11

Esquema de los diferentes ciclos pseudo-isotérmicos

pieza sin transformación de la capa cementada durante el mantenimiento, ésta última se transforma solamente en el curso del enfriamiento posterior como lo muestra J. POMEY, se obtiene por este procedimiento características elevadas de las tensiones favorables, evitando así deformaciones.

Por otro lado la puesta en marcha del recocido isotérmico para mejorar la fabricación, supone que la curva TTT del acero, presente una nariz perlítica acusada hacia la izquierda: es interesante para los aceros poco aleados, por ejemplo, es el caso de los aceros auto-templables.

Para elevar las características de aceros soldables, podemos hacer uso también de las curvas TTT: dominio perlítico fuertemente desplazado hacia la derecha y el dominio bainítico hacia la izquierda. La curva TTT es esencial para el estudio de las condiciones de precipitación isotérmica de los carburos, carbonitruros, etc.

Finalmente, una aplicación interesante del trazado de las curvas TTT reside, en el establecimiento de las condiciones de elaboración de los tratamientos termomecánicos (tratamientos termomecánicos a altas temperaturas, austeni-formado, perlito-formado, etc.), entendiéndose que éstas están bastante alejados de los tratamientos isotérmicos.

En conclusión, se puede decir, que las curvas TTT dan una representación imaginaria de la estabilidad de un acero con el estado austenítico, en los diferentes dominios de temperatura, permitiendo un análisis detallado de las estructuras de descomposición de este estado austenítico; ellas no son válidas sin embargo, en todo rigor más que dentro de las condiciones en que fueron establecidas. El conocimiento de la curva de transformación en el enfriamiento continuo, es pues, interesante para todos los tratamientos industriales que no son efectuados en condiciones isotérmicas.

UTILIZACION PRACTICA DE LAS CURVAS TEC(a) Apreciación de la templabilidad de un acero.

Es difícil de caracterizar con un sólo parámetro las condiciones de enfriamiento de una pieza maciza. El enfriamiento del centro se retarda más en relación al enfriamiento de la superficie: los diferentes puntos de la pieza no siguen la misma ley de enfriamiento y pueden tener una temperatura inicial diferente (no se alcanza la homogeneización térmica antes del enfriamiento). Para las piezas macizas, es necesario, en la práctica, considerar al menos las leyes de enfriamiento extremas, correspondientes al centro y a la superficie.

Lo mismo en un punto determinado no es fácil caracterizar una ley de enfriamiento. Se puede hacer intervenir una velocidad media de enfriamiento dentro de un intervalo de temperatura determinado, suficientemente grande, por una parte para reducir la parte de las anomalías debidas a la recalcificación que acompaña a la transformación exotérmica $\gamma \rightarrow \alpha$ y por otra parte, para volver a contar aproximadamente los mecanismos difusionales entre A_1 y M_s . Para conservar su generalidad, este intervalo de temperatura debe tener en cuenta las temperaturas de austenización más bajas y no empezar con desviaciones, para poder definir una temperatura media de la pieza .

Los dos criterios más frecuentemente utilizados son la duración de enfriamiento entre $800\text{ }^\circ\text{C}$ y $500\text{ }^\circ\text{C}$ ó entre $700\text{ }^\circ\text{C}$ y $300\text{ }^\circ\text{C}$ (parámetro $\Delta t \frac{700}{300}$ que utiliza el IRSID).

En ciertos casos en donde el valor del parámetro Δt , para el punto central, basta para las aplicaciones de caracterizar el enfriamiento de una pieza determinada, BÜHLER y SCHMIDT han verificado que éste parámetro puede ser ligado a una relación volumen/superficie de la pieza para una ley del tipo:

$$\log \Delta t = a + b \log V/S$$

donde, a y b son constantes.

No obstante, a menudo se prefiere aprovechar las leyes de enfriamiento de algunos puntos característicos de la pieza estudiada por las probetas suficientemente pequeñas (temperatura homogénea) que sirven para establecer el diagrama de transformación en enfriamiento continuo.

Habiendo precisado la noción de velocidad de enfriamiento, se puede caracterizar la templeabilidad de un acero por un cierto número de velocidades críticas correspondientes a los límites de aparición de ciertas estructuras:

- la velocidad de enfriamiento más débil permite obtener únicamente martensita (velocidad crítica de temple habitual);
- la velocidad de enfriamiento más débil para la cuál no haya más que formación de ferrita (velocidad inferior o igual a la anterior);
- la velocidad de enfriamiento más elevada para la cuál, la transformación sea total de austenita en ferrita y perlita.

Para comparar la estabilidad de la austenita, y apreciar la rapidez de transformación en los diferentes dominios de temperatura, es igualmente interesante seguir sobre el diagrama TEC la curva punteada correspondiente al 50% de austenita transformada.

(b) Aplicaciones a los tratamientos térmicos.

En la práctica, el problema puede enfocarse de dos maneras diferentes:

- escoger un rango de acero que permita obtener para una pieza de dimensiones determinadas, enfriada de una manera definida, las características mecánicas;
- una pieza formada de un rango de acero dado, determinar el tratamiento térmico necesario para obtener tales o cuales

características.

Las curvas TEC permiten responder a estas preguntas, a condición de conocer con suficiente precisión la curva de enfriamiento de la pieza (ó eventualmente para una pieza maciza, las leyes de enfriamiento de puntos característicos) en el curso de cada uno de los tratamientos considerados, y que ésta curva sea vecina de aquellas de las probetas dilatómetrícas que han servido para establecer el diagrama.

Para resolver el primer problema expuesto anteriormente, basta con superponer la (o las) curva (s) de enfriamiento de la pieza a los diagramas TEC de diferentes rangos, hasta obtener en la base de ésta (s) curva (s) la dureza deseada, o bien, la estructura buscada.

Para el segundo problema, basta determinar sobre el diagrama de transformación del rango considerado, la curva de enfriamiento que permita obtener la estructura y las características deseadas: el tratamiento térmico escogido deberá someter al metal a una ley de enfriamiento cercana a la seleccionada en el diagrama. Más frecuentemente, se superponen a la curva TEC del rango en cuestión, las curvas de enfriamiento correspondientes a las diferentes posibilidades de tratamiento térmico, siguiendo los efectos, sobre las durezas leídas en la base de éstas curvas.

Se debe tener en cuenta en los dos casos, la evolución de las propiedades de la estructura considerada, en el curso del revenido, que se hace generalmente después del primer tratamiento térmico. Se puede tener una idea de este comportamiento en el revenido, consultando el reverso de los diagramas TTT del atlas donde generalmente son reproducidas para cada rango, al mismo tiempo que la curva de templabilidad de Jominy para el estado primario de temple, las correspondientes a dos temperaturas de revenido diferentes.

Los resultados obtenidos, son sólo aproximados. En primer lugar, como hemos señalado, la curva de transformación de un acero determinado no representa más que de manera aproximada la de otro acero de igual rango, sobre todo si la pieza obtenida de éste último es moldeada, maciza y complicada. En segundo lugar, la ley de enfriamiento de las piezas estudiadas, es a menudo conocida sin mucha precisión y puede ser notablemente diferente a la de las probetas dilatométricas. Particularmente, la fuerte recalescencia observada luego de la aparición de perlita fina en estas probetas, puede ser localmente perturbada en las piezas macizas, por la evolución calorífica de las zonas vecinas del metal que no sufren el mismo enfriamiento.

Es interesante comparar las curvas de enfriamiento de las probetas dilatométricas, con aquellas de productos de forma simple, tomadas como referencia en la práctica, a saber de los redondos. Esta comparación, efectuada sobre un acero 35 CD 4, conduce por una parte, al establecimiento de la curva TEC a partir de probetas dilatométricas extraídas de un redondo de 20 mm, por otra parte, a la determinación de las curvas de enfriamiento y las durezas para el centro de redondos de \varnothing 20, 40, 60, 80, 120 mm después de una austenización idéntica para cada uno de los tratamientos siguientes: temple al agua, temple al aceite, o, enfriamiento al aire libre. Estas diversas curvas de enfriamiento, se llevan sobre la curva TEC (figura 4.12, para temple al aceite) y las durezas se leen o interpolan en la parte inferior del diagrama. Para los redondos templados en aceite, la comparación de las durezas para el centro, medidas directamente sobre los redondos y aquellas leídas sobre el diagrama TEC, están representadas sobre la figura 4.13 en función del diámetro del redondo: la concordancia es muy satisfactoria en este caso. Esta es menor por otra parte para un enfriamiento al aire, y es mucho menor todavía para un temple al agua. Pues las curvas de enfriamiento

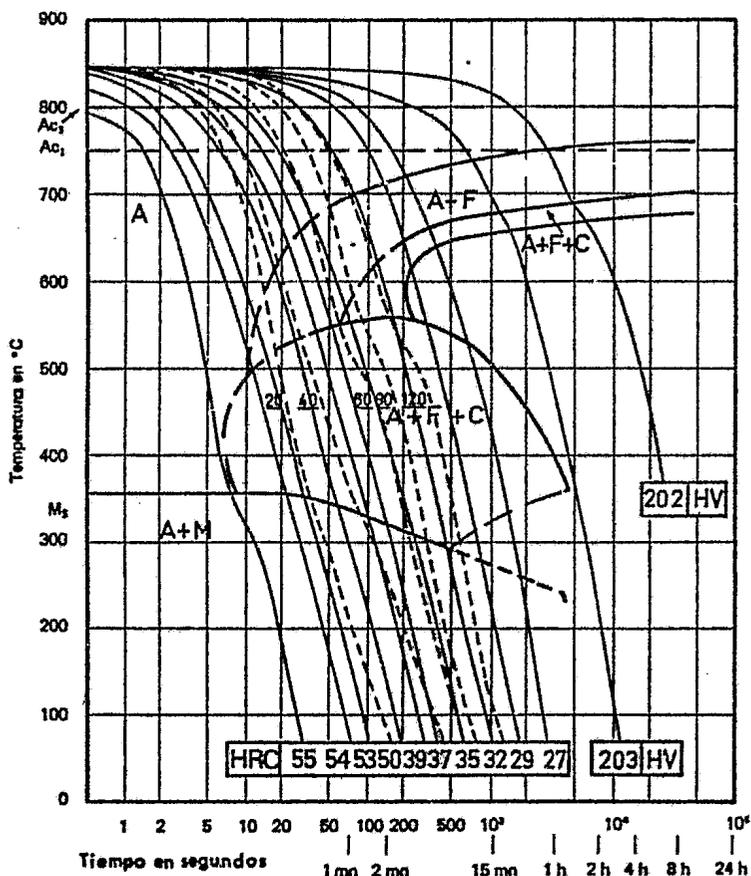


Fig. 4.12 Acero 35Cd4 con 0.34% C, 0.76% Mn, 0.92% Cr, y 0.22% Mo.
Curva TEC sobre la cual se llevan las curvas de enfriamiento para el centro de
redondos de diámetros 20, 40, 60, 80 y 120 mm, templados al aceite después de
la austenización a 850 °C

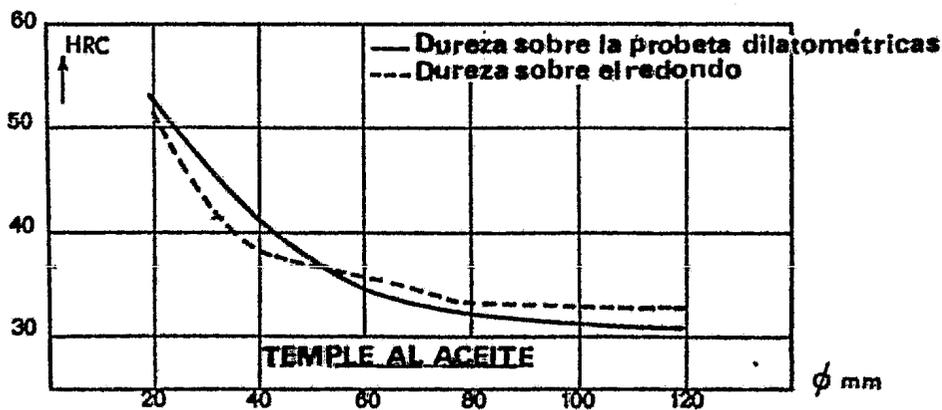


Fig. 4.13 Acero 35Cd4
Comparación entre la dureza para el centro de redondos
templados al aceite y de las probetas dilatométricas con enfriamientos
semejantes

to de los redondos para el enfriamiento al agua se separan bastante de aquellas de las probetas dilatométricas.

La página que se encuentra al reverso de la curva TEC de los rangos normalizados estudiados en el atlas, contiene para el tratamiento indicado las curvas que representan, en función de su diámetro, la dureza para el centro de redondos templados al aceite (y eventualmente al agua) o enfriados al aire libre. Estas durezas han sido obtenidas al llevar sobre el diagrama TEC las curvas de enfriamiento de redondos de diferentes diámetros que figuran sobre las tres últimas figuras de éste capítulo.

(c) Utilización de las curvas de enfriamiento que aparecen al final de éste capítulo.

Las curvas de enfriamiento para el centro y superficie de redondos de diferentes diámetros llevados a 850 °C y después templados al agua, al aceite o al aire libre respectivamente son reproducidas a la misma escala que las curvas TEC sobre las tres últimas gráficas de éste capítulo.

Para evaluar la dureza final obtenida y la naturaleza de los constituyentes formados en el curso del enfriamiento a partir de 850 °C de un redondo de diámetro determinado, basta con superponer al diagrama TEC la gráfica (en transparencia, si es posible) correspondiente a éste tratamiento: los diferentes dominios del diagrama, cruzados por la curva media de enfriamiento dan una idea de los constituyentes formados en el curso del tratamiento y de su proporción final, mientras que la dureza de la estructura resultante se obtiene fácilmente en la parte baja del diagrama.

Si la temperatura de austenización del acero estudiado no está muy alejada de los 850 °C, basta con mover el eje de la temperatura la transparencia para hacer coincidir el comienzo

del enfriamiento con la verdadera temperatura de austenización.

El método puede ser utilizado para un producto de forma cualquiera del cuál se conozca su ley de enfriamiento.

Las curvas de enfriamiento para el centro, trazadas sobre las tres últimas gráficas de éste capítulo, permiten por otra parte establecer curvas del tipo de las indicadas en la figura 4.14, representando la variación del parámetro Δt_{300}^{700} en función del diámetro de redondos templados a partir de los 850°C en diferentes medios. Estos valores pueden ser interesantes para establecer comparaciones o fijar los ordenes de importancia.

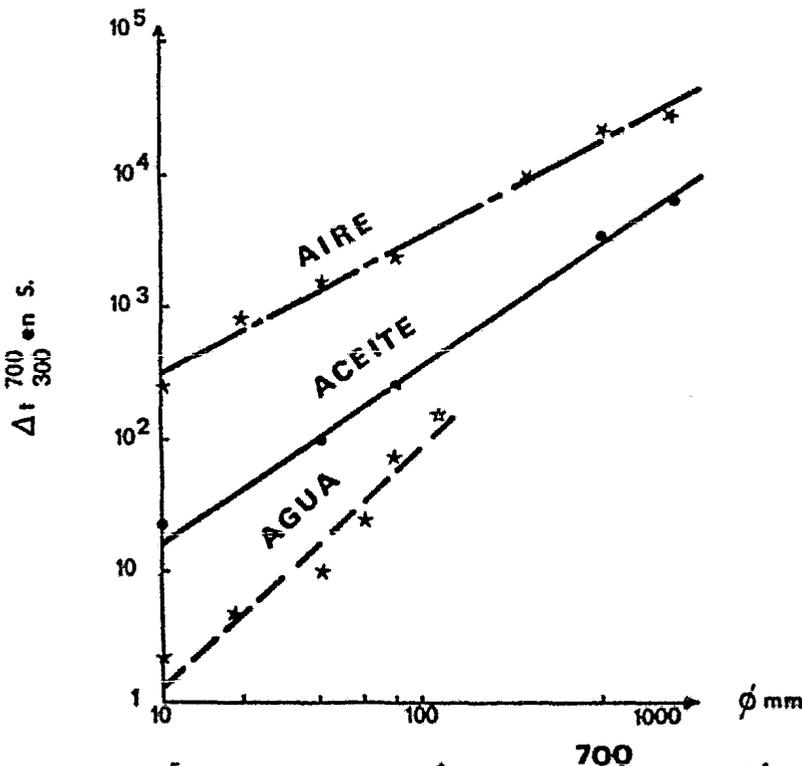


Fig. 4.14 Variación del parámetro Δt_{300}^{700} en función del diámetro de redondos templados en diferentes medios a partir de 850°C

(d) Aplicación de las curvas TEC a la previsión de los contenidos de austenita residual, sobre las piezas templadas.

Hemos visto que puede subsistir a la temperatura ambiente, después del temple de ciertos rangos de acero, cantidades algunas veces importantes de austenita residual que pueden afectar ciertas propiedades del acero considerado: características mecánicas, uniformidad de fatiga, estabilidad dimensional. La previsión del contenido en austenita residual después de un tratamiento térmico dado puede guiar a los usuarios, particularmente a aquellos que no disponen de medios de dosificación (rayos X, micrografía cuantitativa, dilatometría diferencial).

El punto de partida del ábaco establecido en el IRSID descanza sobre la relación empírica de KOISTINEN y MARBURGER que representa la cinética de la transformación martensítica de los aceros al carbono, para los temple rápidos de aceros poco o medianamente aleados y válida para las herramientas. Para todos estos aceros, el contenido de austenita residual γ_R después del temple rápido, hasta la temperatura final T de un acero, caracterizado por una temperatura M_s , se obtiene aproximadamente de la siguiente expresión:

$$\gamma_R = \exp(-0,011(M_s - T))$$

Para estos mismos aceros, se puede prever el efecto de un enfriamiento continuo más lento hasta la temperatura ambiente en el dominio martensítico, introduciendo la duración de enfriamiento Δt entre 700 °C y 300 °C en relación precedente.

Esta previsión puede asimismo generalizarse al caso, en el que se forma durante el enfriamiento una fracción X de otro constituyente antes de la martensita (bainita o ferrita-perlita). Si M_s es la temperatura a la cual comienza la transfor-

mación martensítica de la austenita no descompuesta previamente, la austenita residual presente a 20 °C puede ser calculada aproximadamente por la siguiente relación:

$$\gamma_R = (1-X) \exp(-0,011(M_s' - 20)(1-\mu))$$

donde μ depende del criterio de enfriamiento Δt para la relación empírica;

$$\mu = 0,41(1 - \exp(-0,03 \Delta t^{0.6})).$$

Se ha establecido también un ábaco (el cual se muestra en la siguiente página) para los temple martensíticos. Los datos necesarios para la utilización son:

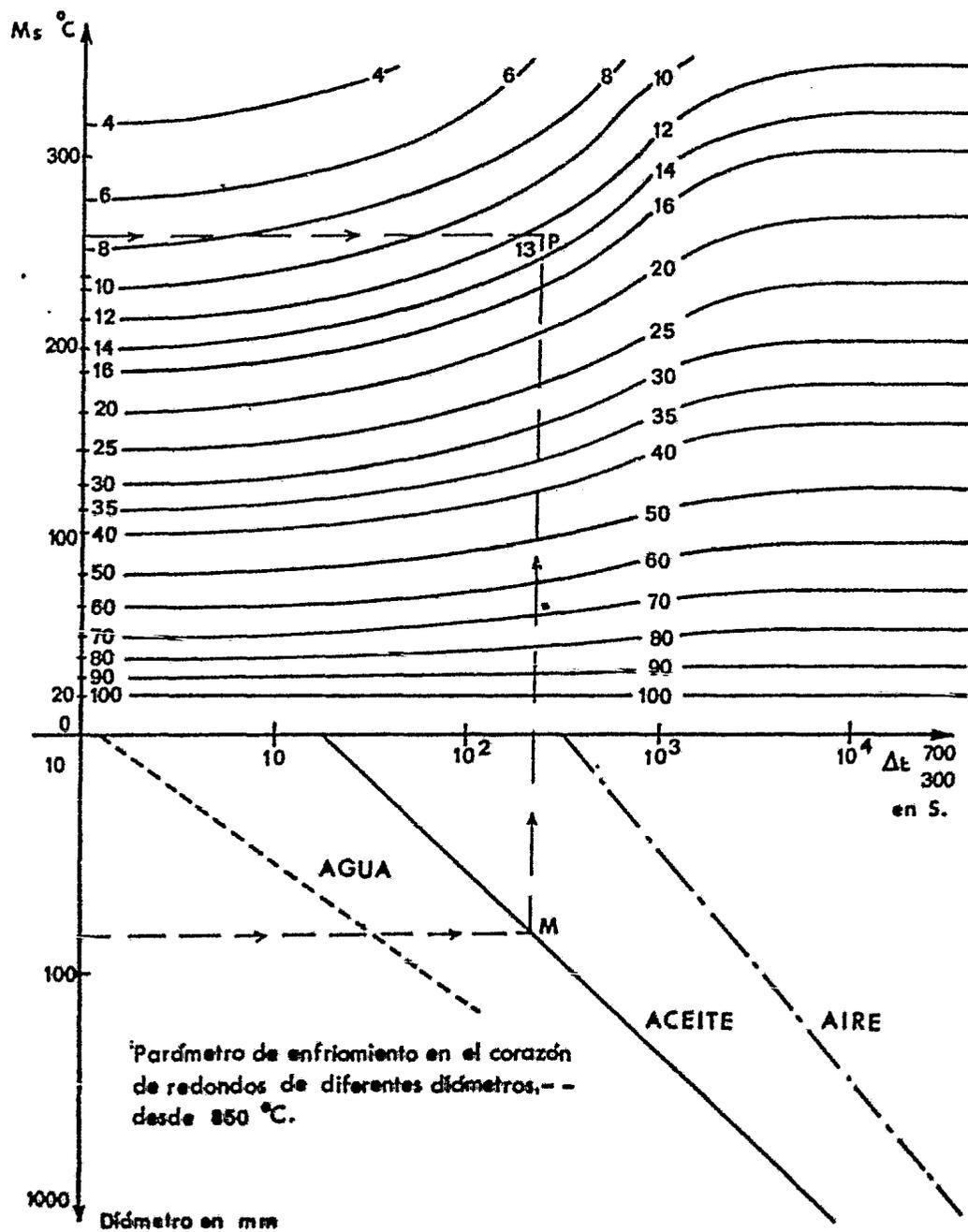
- el criterio de enfriamiento t de la pieza llevado en abscisas.
- En el caso de redondos se puede utilizar el ábaco, representando conjuntamente con el ábaco principal.
- La temperatura M_s del acero considerado, llevado en ordenadas.

Si hay formación de bainita o de ferrita-perlita antes de la transformación martensítica, se puede utilizar el ábaco después de haber leído X y M_s' en el diagrama TEG correspondiente.

Ejemplo:

Consideremos el acero 50 NCD 6 cuya curva TEG se reproduce en la figura 4.15. Se pueden considerar los tres enfriamientos siguientes: el primero corresponde a una transformación martensítica pura, la segunda a la formación de martensita después de la formación de un 12% de bainita, la tercera a la formación de martensita luego de un 91% de bainita ($M_s' = 190^\circ\text{C}$)

Prácticamente, el problema se puede plantear así: cuál es el porcentaje de austenita residual previsible en una barra cilíndrica de 80 mm de diámetro templada en aceite a 850 °C. Sobre el ábaco, se lee enfrente del punto M un criterio



Abaco de previsión del porcentaje de austenita retenida sobre piezas templadas

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,49	0,57	0,26	0,012	0,011	1,62	0,83	0,24	0,13

Austeniza a 850 °C 30 mn

Tamaño de grano: 9-10

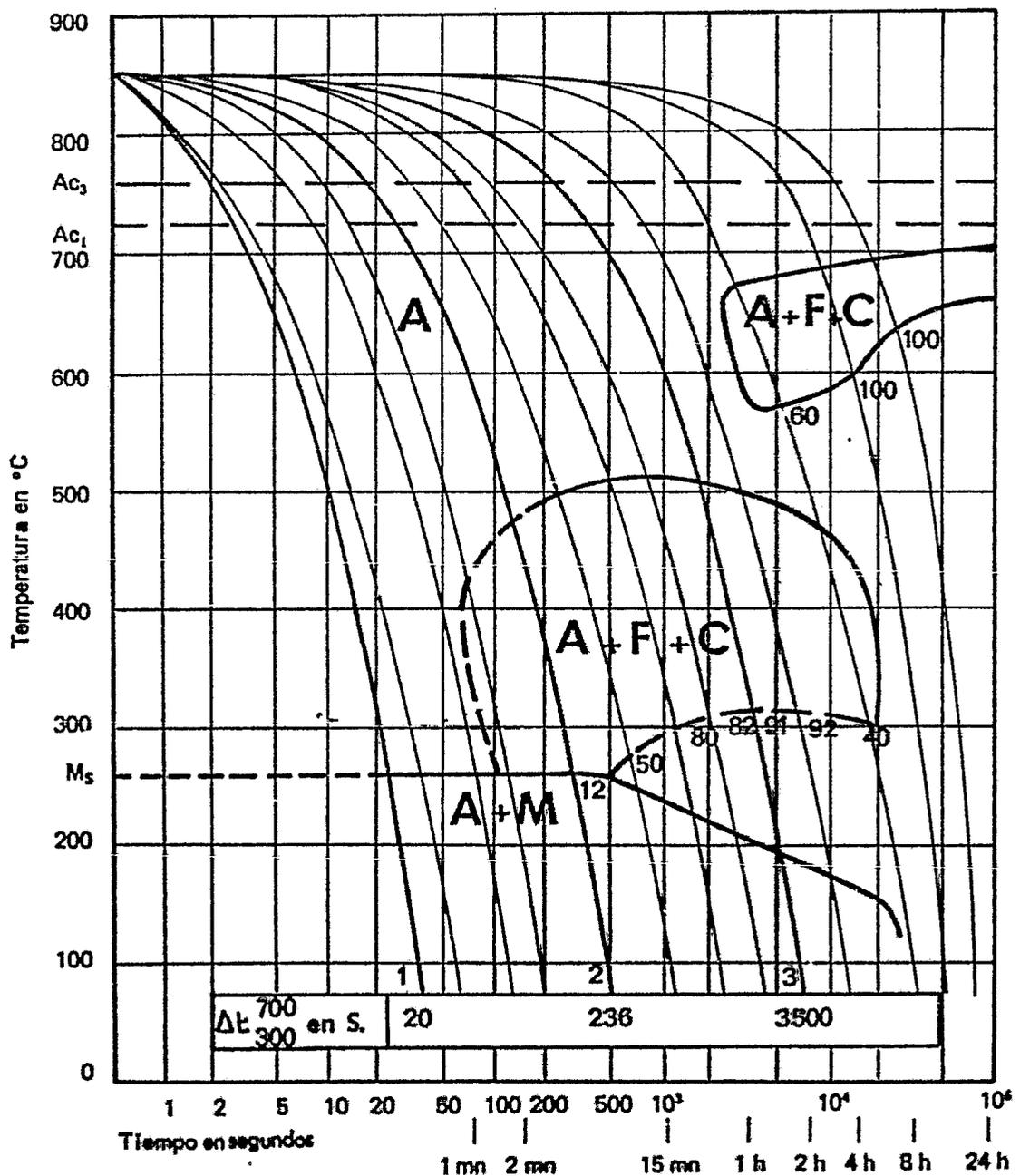


Fig. 4.15— Ejemplo del diagrama T E C para la utilización del abaco (acero 60NCD 6)

Δt #250 s (enfriamiento número 2 de la figura 4.15) y el punto P, correspondiente a la temperatura M_s del acero 50 NCD 6, se lee entonces un porcentaje ficticio γ'_R de 13%. Como la martensita se forma después de la transformación del 12% de austenita en bainita, el porcentaje de austenita residual final sobre la barra de \varnothing 80 mm es del orden de $0,88 \times 13 = 11,5\%$.

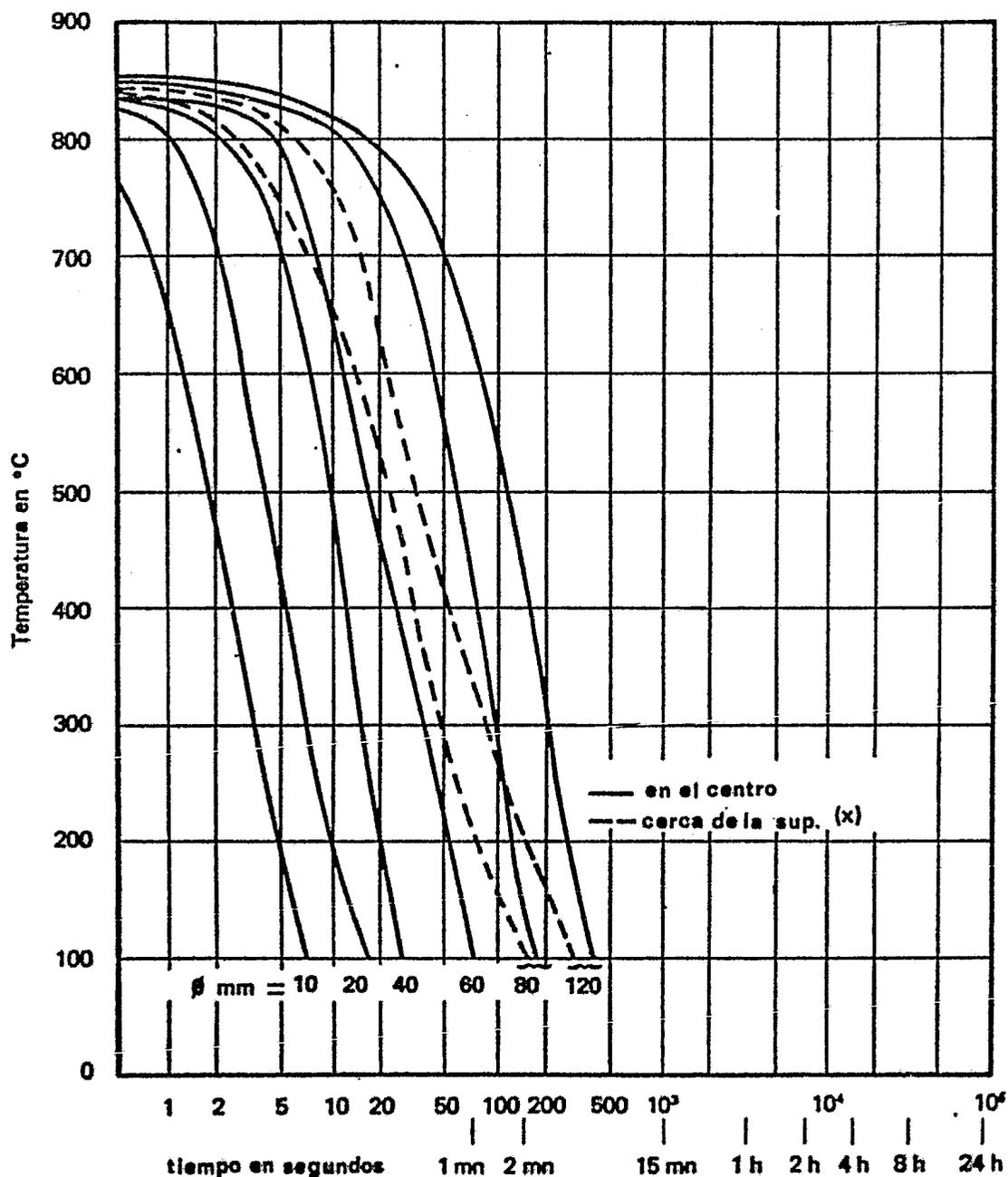
Se resume en la tabla siguiente la previsión de las cantidades de austenita residual para los 3 enfriamientos considerados anteriormente, sobre el acero 50 NCD 6 austenizado a 850°C .

ENFRIAMIENTO	1	2	3
M_s ó M'_s en $^\circ\text{C}$	260	260	190
Δt en s	20	236	3500
Fracción Y de austenita no transformada a M_s o M'_s	1	0,88	0,09
γ'_R dada por el ábaco en %	8	13	33
Porcentaje de austenita residual a 20°C : $\gamma'_R = Y'_R$	8	12	3

Sin embargo, no hay que perder de vista, sobre los diagramas TEC, que la apreciación de la fracción de la austenita no transformada en el umbral del dominio martensítico, así como la determinación de M'_s se han realizado sobre probetas dilatométricas, por lo tanto, es aproximada.

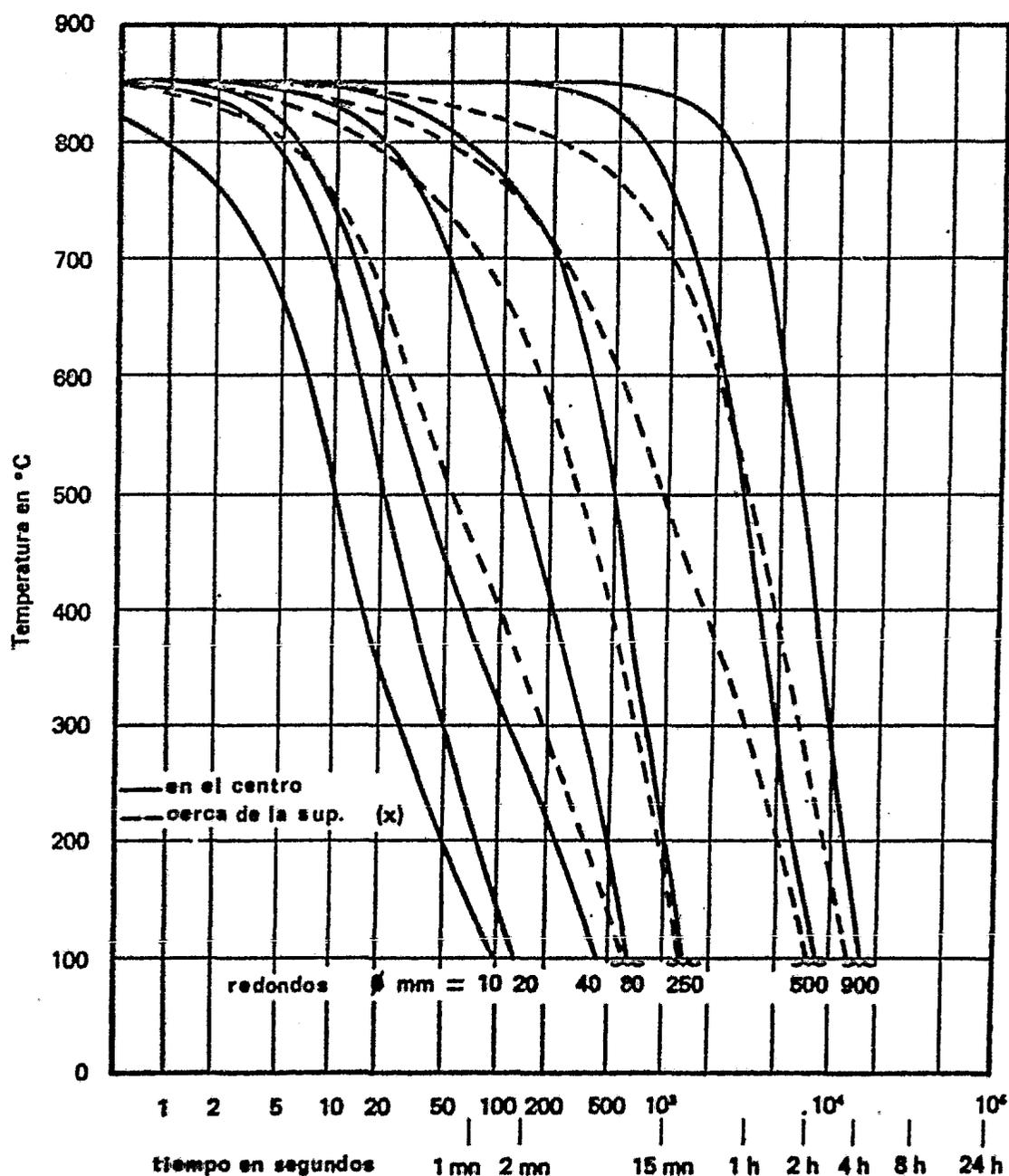
Conviene recordar que para ciertos aceros la formación previa de bainita puede conducir, para ciertas velocidades de enfriamiento a una austenita no transformada particularmente estable, impidiéndose así, la aplicación de las ecuaciones empíricas anteriores (ejemplo: $\gamma'_R = 10\%$ para un enfriamiento de 975°C a 20°C en aprox. 10^3 segundos sobre un acero 15 QDV 6).

Modo de enfriamiento: AGUA



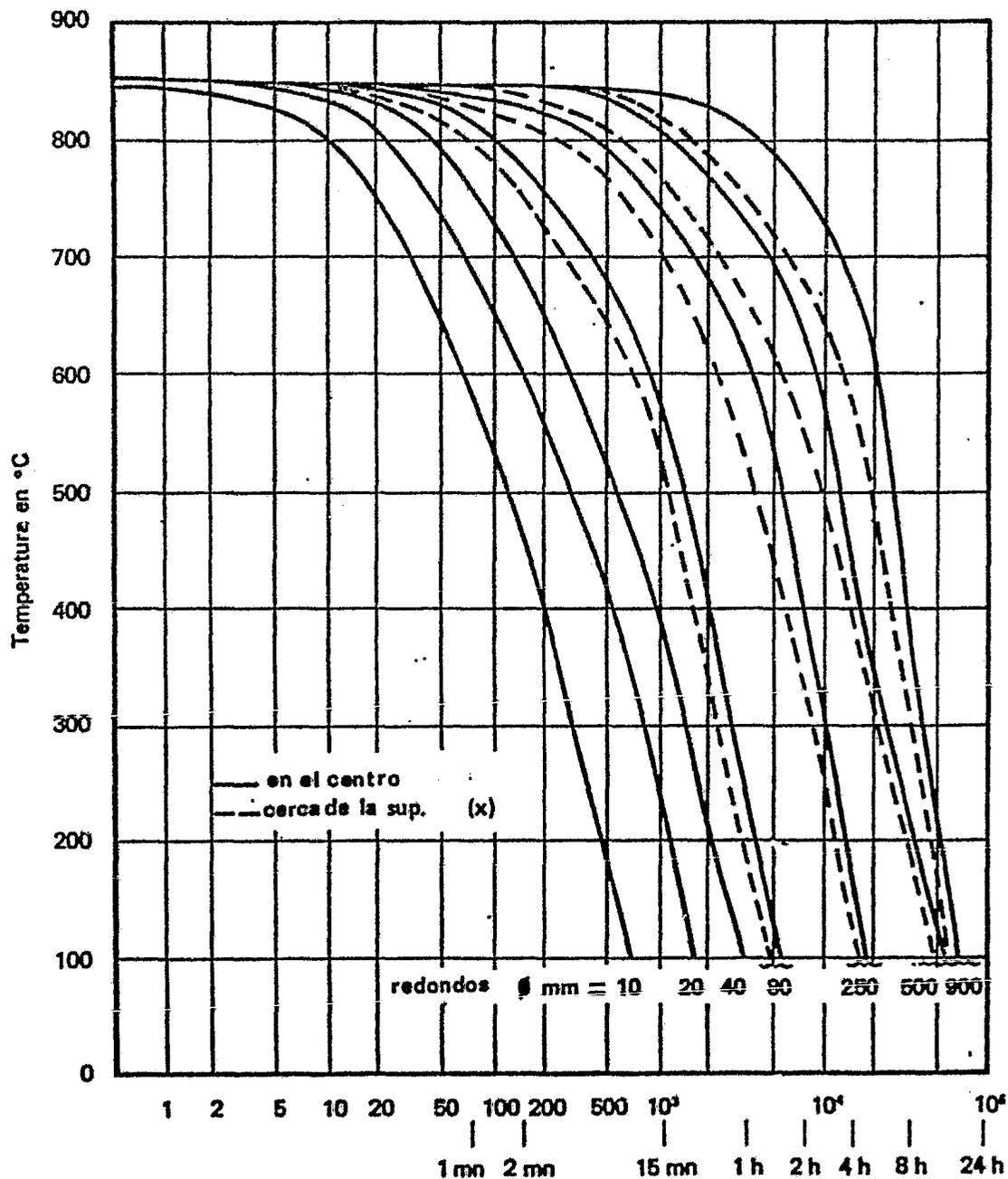
- (x) { ϕ 80 mm : a 10 mm de la superficie.
 ϕ 250 y 500 mm : a 20 mm de la superficie.
 ϕ 900 mm : a R/3 (150 mm) de la superficie

Modo de enfriamiento: ACEITE



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

Modo de enfriamiento: AIRE



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

EL QUE PIERDE LA SERENIDAD EN SU ATOLODRAMIENTO
ES COMO EL MOSCARDON QUE TENIENDO
LIBRE SALIDA POR EL VANO DE LA VENTANA
SE DEBATE CONTRA EL CRISTAL
CUYA DIAFANIDAD TOMA POR AIRE CLARO.

MARDEN.

5. Enfriamiento

Veamos ahora cuáles son los factores que definen la velocidad crítica y la velocidad de enfriamiento.

Cuatro son los fundamentales, pueden clasificarse en dos grupos:

En el primero se encuentran los que son inherentes a la calidad del material y determinan su velocidad crítica. Los más importantes son:

- (1) La composición y
- (2) El tamaño de grano.

Al segundo grupo pertenecen los factores que determinan la velocidad de enfriamiento de los diferentes puntos de las piezas, siendo los más importantes:

- (3) Forma y tamaño de la pieza.
Que a su vez depende del estado superficial de la pieza y de la conductibilidad térmica del acero, y por último;
- (4) El medio empleado para el enfriamiento.

COMPOSICION

Conociendo la curva de la "S" de enfriamiento continuo de un acero se puede determinar su velocidad crítica, ya que es precisamente la correspondiente a la línea de enfriamiento tangente a la nariz de la curva de la "S". Cuando dicha curva presenta más de un bucle o nariz, la velocidad crítica queda determinada por la curva tangente, de enfriamiento más rápido (ver Fig. 5.1 e y f).

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

Aunque el estudio de las velocidades críticas debe hacerse con ayuda de las curvas de la "S" de enfriamiento continuo, también las curvas de transformación isotérmica (como ya vimos en el capítulo anterior) permiten prever con bastante aproximación lo que ocurre en cada caso. Además, como en la actualidad se conocen las curvas de transformación isotérmica de la mayoría de los aceros y en cambio se han determinado muy pocas curvas de transformación continua.

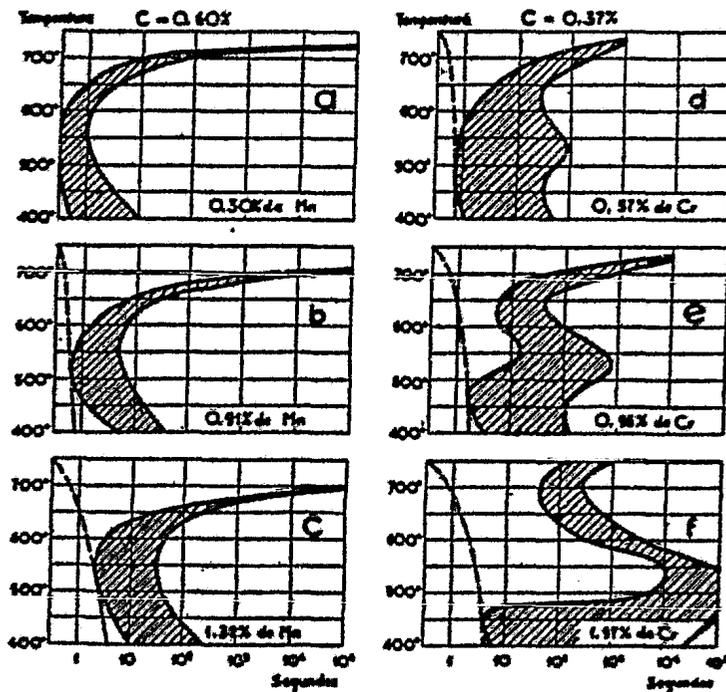


Fig. 5.1 - Curvas de la "S" de tres aceros de 0,60% de carbono y contenidos variables de manganeso, y de tres aceros de 0,37% de carbono y contenidos variables de cromo.

Las curvas de la "S" de la figura 5.1, por ejemplo, reflejan claramente la influencia que tiene la composición y el

porcentaje de elementos de aleación sobre la velocidad crítica de enfriamiento. En esa figura se observa que las curvas de la "S" se desplazan hacia la derecha al aumentar el porcentaje de manganeso y cromo y por lo tanto, las velocidades críticas disminuyen al aumentar el contenido de elementos de aleación.

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

TAMAÑO DE GRANO

El tamaño de grano modifica, la situación y forma de la curva de la "S", modificándose por lo tanto también, como es natural, la velocidad crítica de enfriamiento en el temple. En aceros de la misma composición, las velocidades críticas de temple de los aceros de grano grueso son menores que las velocidades críticas de temple de los aceros de grano fino.

En las figuras 5.2 y 5.3 se pueden ver las curvas de la "S" de los aceros al carbono-vanadio, de la misma composición y diferente tamaño de grano.

En la figura 5.4 se puede observar también la influencia que tiene el tamaño de grano de un acero de 0,63% de carbono. En este caso, la diferencia del tamaño de grano es debida a que las muestras fueron calentadas a temperaturas variables desde 842 °C a 1.093 °C. Las probetas calentadas a baja temperatura (842 °C y 898 °C) quedaron con grano fino (num. 9 y num. 7), y las calentadas a alta temperatura, con grano grueso (num. 2 y num. 1). Las curvas de la "S" correspondiente a cada muestra también son distintas, y como consecuencia,

también lo serán las velocidades críticas de temple de cada uno de ellos.

Las curvas de la "S" de la figura 5.4 corresponden a la transformación del 50% de austenita.

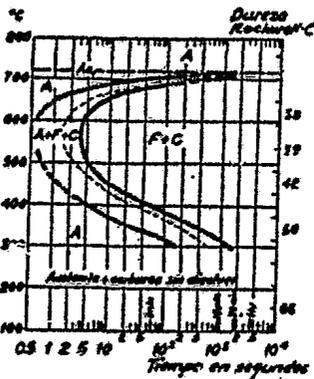


Fig. 5.2

Fig. 5.2 - Curva de la "S" de un acero de grano fino de la siguiente composición:

C = 0,87%; Mn = 0,30% ;
V = 0,30%.

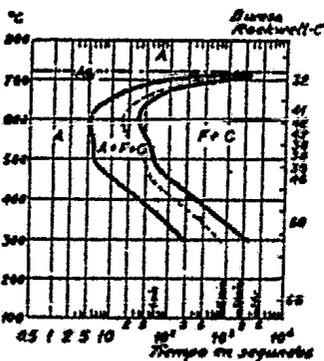


Fig. 5.3- Curva de la "S" de un acero de grano grueso de la misma composición que el de la figura 5.2 .

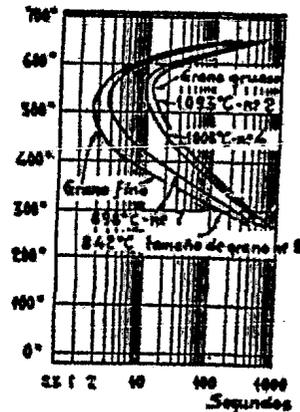


Fig. 5.4- Curvas de la "S" correspondientes a la transformación del 50% de austenita, de un acero de 0,63% de C, austenizado a diferentes temperaturas.

La respuesta de un acero al tratamiento térmico en lo que a propiedades mecánicas y a templabilidad se refiere, no depende exclusivamente de la composición química sino también del tamaño de grano.

La composición química y tamaño de grano son dos factores no completamente independientes que condicionan la calidad de un acero junto con otros defectos accidentales (segregaciones e inclusiones, entre otras).

Desde el momento en que se comprendió la importancia del tamaño de grano, los estudios condujeron a establecer una correlación entre éste y las propiedades y comportamiento del acero tratado.

Ahora bien. Un acero sufre en el proceso de conformación y en los tratamientos térmicos transformaciones en su estructura granular que pueden modificar el tamaño de grano resultante en cada uno de ellos.

Quando hablamos de tamaño de grano ¿ a cuál de ellos nos referimos ?

Los estudios condujeron a establecer que el "tamaño de grano de la austenita que se obtiene en la etapa final de calentamiento por encima de la temperatura crítica y previa al enfriamiento" es el que influye en las propiedades que se logran en el tratamiento térmico.

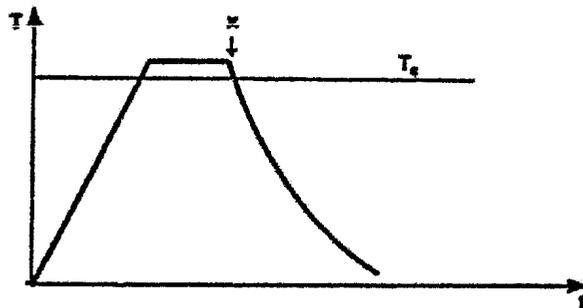


Fig. 5.5- Punto donde se determina el tamaño de grano.

Concretamente, cuando hablamos de tamaño de grano nos referimos al que tiene la austenita en el punto x de todo tratamiento (figura 5.5).

La tabla VI nos muestra su influencia en las propiedades finales del acero tratado.

Estado	PROPIEDAD	EFECTO DEL TAMAÑO DEL GRANO	
		Grueso < 5	Fino: de 5 a 8
TEMPLADO Y REVENIDO	Templabilidad	mayor	menor
	Tenacidad (a igual dureza)	menor	mayor
	Distorsión	mayor	menor
	Fisuras de temple	tendencia	prácticamente nulas
	Fisuras de rectificado	mayor susceptibilidad	menor
	Tensiones residuales	altas	bajas
	Austenita retenida	mayor	menor
RECOCIDO O NORMALIZADO	Maquinabilidad (desbaste)	mejor	pobre
	Maquinabilidad (rectificado)	pobre	mejor
	Conformabilidad (plástico)	superior	inferior

Tabla VI: Efecto del tamaño de grano austenítico.

De esta tabla, podemos ver que el tamaño de grano grueso mejora la templabilidad. Además, la tabla VI nos dice que al aumentar el tamaño de grano disminuye la tenacidad y aumenta la distorsión de la pieza, su susceptibilidad a las fisuras de temple y rectificado y aumentan también las tensiones residuales y la austenita retenida.

Este es un punto a tener en cuenta en la selección del

acero. Aumentar la templabilidad por aumento del tamaño de grano involucra una serie de riesgos que no conviene afrontar. Sólo en casos en que la pieza, por su forma no es susceptible de fisuras de temple, podría utilizarse este método teniendo en cuenta que siempre será en detrimento de la tenacidad.

Cuando en el temple se eleva mucho la temperatura con la intención de lograr una mayor templabilidad, ello se consigue no porque -como se cree- se ha aumentado la velocidad de enfriamiento sino porque con el calentamiento se ha agrandado el tamaño de grano; debe tenerse en cuenta en este caso las consecuencias perjudiciales inherentes.

Desde hace muchos años se sabe que existe cierta relación entre la tenacidad de los aceros y el tamaño de grano. Siempre se ha preferido los aceros de grano fino, porque las herramientas y piezas fabricadas con esos aceros, tienen mayor tenacidad que las fabricadas con acero de grano grueso.

En los aceros de grano fino la penetración del temple es menor que en los aceros de grano grueso.

Algunas de las conclusiones más interesantes a que se ha llegado después de los más recientes estudios sobre el tamaño de grano son:

- 1.º El tamaño de grano austenítico, es un factor decisivo en la calidad y en el comportamiento de los aceros.
- 2.º Cada colada de acero, es decir, todo el acero de las barras o piezas fabricadas con una colada, tiene una forma característica de comportarse. Las piezas o herramientas con algunas coladas de acero, tienen una tendencia muy marcada a dar después del temple estructuras gruesas y son, en general, frágiles, y las piezas fabricadas con otras coladas que son de grano fino son, en cambio, muy tenaces.

- 3.^a El tamaño de grano austenítico de los aceros, se modifica al elevarse la temperatura y al prolongarse la duración del calentamiento. Si se toman varias barras de una colada de acero que tiene tendencia a dar fracturas finas después del temple a temperatura normal, y se temple a temperaturas muy elevadas (950 a 1.050 °C) se observará que después de rotas presentan fracturas gruesas.
- 4.^a En los aceros que después del temple quedan con una dureza superior a 55 Rockwell-C, hay una relación muy estrecha entre el grano de fractura y el tamaño que tenía el grano austenítico en el momento anterior al temple.
- 5.^a Hay una diferencia muy señalada entre el grano de los aceros, que durante el proceso de fabricación han sido desoxidados con aluminio, y el de los aceros que han sido desoxidados con silicio. Los aceros fabricados con silicio, tienen en general grano grueso, y los fabricados con aluminio, grano fino.

En la tabla VI vimos que de acuerdo con el tamaño de grano clasificamos los aceros como: aceros de grano grueso y aceros de grano fino. La diferencia entre unos y otros radica en el modo y temperaturas a las cuales se verifica el crecimiento.

En general, en ambos tipos la austenita cristaliza con grano fino (7-8) y este tamaño puede permanecer, aún a temperaturas ligeramente superiores a la crítica.

A partir de ese momento se produce la diferenciación.

- En unos aceros, a partir de 850-900 °C comienza el crecimiento y aumenta progresivamente, en forma continua con la temperatura hasta que a 1100-1150 °C alcanza el tamaño 2 ó inclusive el 1.

Este crecimiento es típico de los aceros desoxidados con silicio. Se supone que las inclusiones de sílice (SiO_2), o

los siliciuros se disuelven o coalescen a relativamente bajas temperaturas perdiendo su carácter inhibitorio del crecimiento. Estos aceros son los llamados de grano grueso.

-En otros, el tamaño inicial permanece invariable hasta temperaturas cercanas a los 1100 °C y entonces se produce un crecimiento brusco. La inhibición se produce por dispersión de inclusiones no metálicas o de carburos insolubles a esas temperaturas elevadas.

Por ejemplo, es conocido el hecho que los aceros desoxidados con aluminio tienen grano fino. En este caso se supone que la dispersión responsable de la inhibición es de nitruros de aluminio.

En estos aceros, sólo cuando se alcanzan temperaturas muy elevadas la tendencia al crecimiento sobrepasa el efecto inhibitorio y el agrandamiento se produce abruptamente. Estos son los aceros de grano fino. También actúan como inhibidores algunos carburos difíciles de disolver, como por ejemplo, los de vanadio.

Vemos pues como el tipo de desoxidación del acero influye notablemente en el tamaño de grano.

No obstante, otros factores como la deformación o los tratamientos térmicos ejercen influencia sobre las temperaturas de crecimiento.

De acuerdo con lo visto surge evidente que no debe confundirse el tamaño inicial de la austenita, que según vimos, en todos los casos resulta en general pequeño con el que se obtiene sobrepasando la temperatura de crecimiento. Es decir que cada acero "hereda" fundamentalmente en su proceso de fabricación una tendencia que se pone de manifiesto a ciertas temperaturas que para los aceros de grano grueso son bajas (apenas encima de la crítica) y para los de grano fino son elevadas.

Formación y crecimiento de los granos de austenita

Cuando al calentar un acero al carbono o de baja aleación, se sobrepasa el punto crítico Ac_1 , una gran parte de la ferrita y de la cementita que contiene el acero se transforman en austenita. Al continuar elevándose la temperatura del acero, los pequeños granos de austenita que se han formado, se desarrollan por absorción de la ferrita o cementita adyacente. El tamaño inicial de los granos de austenita, suele ser relativamente pequeño en todos los aceros, oscilando generalmente entre los números 5 y 8 de la clasificación A.S.T.M.

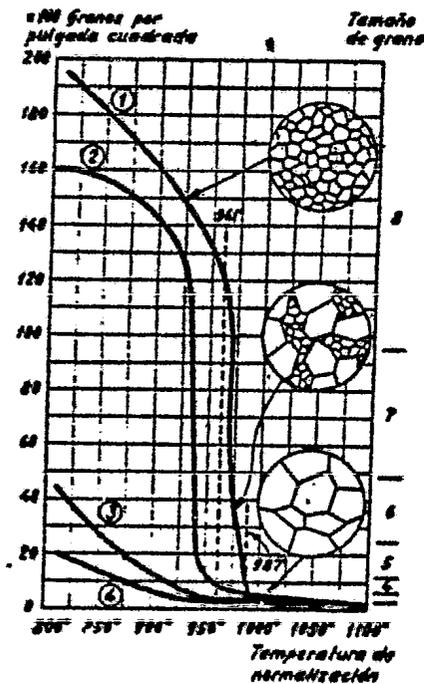


Fig. 5.6- Crecimiento del tamaño de grano en dos aceros de grano grueso y en dos de grano fino, al ser calentados a diversas temperaturas durante una hora.

El proceso de crecimiento de esos cristales, depende mucho del tipo de acero. En los aceros de grano grueso, en cuanto se eleva la temperatura por encima de la crítica, los primitivos granos de austenita empiezan a crecer, aumentando continuamente su tamaño hasta alcanzar los mayores tamaños.

En la figura 5.6 se ve cómo en los aceros 3 y 4 a partir de 800 °C, al aumentar la temperatura, crece progresivamente el tamaño de los granos.

En cambio, en los aceros de grano fino, al elevarse la temperatura de 100 °C a 200 °C por encima de la crítica, aumenta muy poco el tamaño de los granos y permanecen peque-

ños en esa zona de temperaturas. Luego a partir de una cierta temperatura variable de 925°C a 1000°C , el tamaño de los cristales aumenta rápidamente. En la figura 5.6 se ve que cuando el acero 1 alcanza 961°C aproximadamente, se inicia un rápido crecimiento del tamaño de los cristales. A 975°C aparecen ya un cierto número de cristales gruesos que crecen y se desarrollan a expensas de los granos finos, y cuando se llega por fin a 987°C todos los cristales del acero son ya gruesos. Por lo tanto, en el acero 1 el grano austenítico es fino a temperaturas inferiores a 961°C , hay mezcla de granos finos y gruesos entre 961°C y 987°C , y el grano grueso se obtiene a temperaturas superiores a 987°C .

Determinación del tamaño de grano

No hay métodos directos para conocer y calificar el tamaño de los granos de austenita, porque esos granos sólo existen a elevadas temperaturas y no hay microscopios de tipo industrial que permitan observar el tamaño de los granos de los aceros en esas condiciones.

Sin embargo, es posible hacer esa determinación tomando precauciones especiales, porque la transformación de la austenita en otros constituyentes se puede verificar de forma que revele su tamaño original. Al conocer el mecanismo de transformación de la austenita y la forma en que se desarrollan los nuevos constituyentes, ha sido posible establecer métodos en los que se hace esa determinación con ayuda del microscopio o por observación del aspecto de las fracturas.

Esos métodos se basan fundamentalmente en los siguientes fenómenos:

- 1.º En los aceros hipoeutectoides o hipereutectoides cuando la transformación de la austenita se efectúa lentamente, la ferrita o cementita proeutectoides tienden a desarro-

Tablas del tamaño de grano austenítico

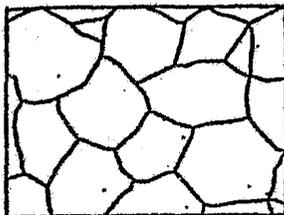


FIG. 1 . En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 1 de la escala ASTM; 1 grano por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. Hasta 1 y $\frac{1}{2}$ granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos

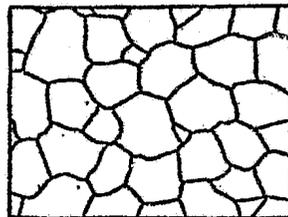


FIG. 2 . En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 2 de la escala ASTM; 2 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 2. Entre el 1 y $\frac{1}{2}$ y 3 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos

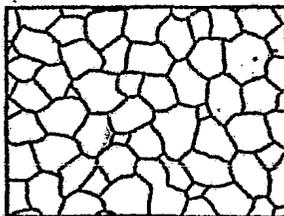


FIG. 3 . En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 3 de la escala ASTM; 4 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 3. Entre 3 y 6 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos

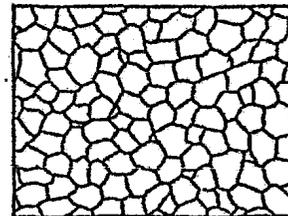


FIG. 4 . En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 4 de la escala ASTM; 8 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 4. Entre 6 y 12 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos

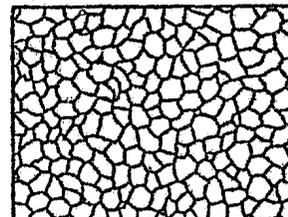


FIG. 5 . En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 5 de la escala ASTM; 16 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 5. Entre 12 y 24 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos

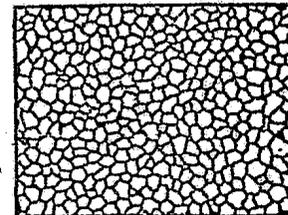


FIG. 6 . En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 6 de la escala ASTM; 32 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 6. Entre 24 y 48 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos

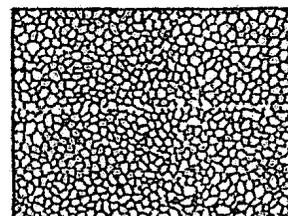


FIG. 7 . En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 7 de la escala ASTM; 64 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 7. Entre 48 y 96 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos

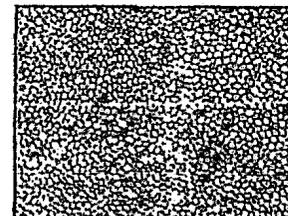


FIG. 8 . En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 8 de la escala ASTM; 128 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 8. Entre 96 y 192 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos

llarse en el contorno de los granos de austenita.

- 2.º Cuando el enfriamiento es relativamente rápido, la formación de los constituyentes se inicia también en los contornos de los granos y es posible interrumpir o modificar la transformación de la austenita en un momento dado, para que los constituyentes precipitados destaquen el contorno de los granos primitivos.
- 3.º En los aceros templados con estructura martensítica, los granos adoptan determinadas orientaciones, que dependen del tamaño de los granos de austenita. Atacando el acero con reactivos especiales, es posible lo mismo que en los metales puros, desarrollar un cierto contraste que permite diferenciar unos granos de otros.

En la figura 5.7 se puede ver las características correspondientes a cada tamaño de grano.

Número de tamaño	1	2	3	4	5	6	7	8
número de cristales por pulg. ²	1	2	4	8	16	32	64	128
número de cristales por pulg. ²	1,5	3	6	12	24	48	96	
diámetro medio de los cristales en mm.	0,28	0,19	0,14	0,10	0,07	0,05	0,03	0,02
								
número de tamaño	1	2	3	4	5	6	7	8

Características de los diferentes tamaños de grano establecidos por la A.S.T.M.

Figura 5.7

Forma de expresar el tamaño de grano

La norma ASTM define el tamaño de grano de los aceros mediante la relación:

$$n = 2^{(N-1)}$$

donde:

n = cantidad de granos por pulgada cuadrada en una probeta observada con 100 aumentos.

N = es el número de tamaño.

De esta relación resulta:

Tamaño de grano ASTM	Cantidad promedio de granos por pulg ² (a 100x)
1	1
2	2
3	4
4	8
5	16
6	32
7	64
8	128

Esto también se ve muy claramente en la figura 5.7 (página anterior).

FORMA Y TAMAÑO DE LA PIEZA

Introducida la pieza en el medio de enfriamiento pierde el calor a través de su superficie; quiere decir que el enfriamiento de la superficie rige el enfriamiento de la sección de

la pieza. A mayor enfriamiento de la superficie, mayor enfriamiento de toda la sección.

La superficie de la pieza se enfría con una velocidad que depende del medio de enfriamiento y de la sección de la pieza (efecto de masa). Es decir que en el mismo medio la velocidad de enfriamiento de la superficie es mayor en una pieza de menor sección.

Además, a medida que nos introducimos en la pieza la velocidad en los puntos interiores disminuye, tanto más cuanto más alejados estén de la superficie (menor distancia del centro).

Para poder analizar el problema en forma más cuantitativa consideraremos una pieza de forma simple: por ejemplo; un trozo de barra cilíndrica cuya longitud haga despreciable la influencia del enfriamiento de las bases. Para piezas de forma complicada las conclusiones son las mismas aunque deben introducirse factores de corrección que dificultan o por lo menos alragan los cálculos.

Introducida la pieza cilíndrica en el medio, la velocidad va disminuyendo hacia el centro en forma simétrica con respecto a la superficie (o al centro), vease figura 5.8. O sea que desde la superficie al centro tenemos superficies cilíndricas concéntricas de igual velocidad de enfriamiento pero de menor velocidad para superficies de menor radio (mayor distancia a la superficie).

La figura 5.8 muestra además la curva (a) de variación de la velocidad en una sección longitudinal que contiene al eje del cilindro. Su significado es que todos los puntos que equidistan r_1 del centro se enfrían con igual velocidad, v_1 ; todos los puntos que equidistan r_2 , con la velocidad v_2 . Siendo v_s y v_n las velocidades con que se enfrían la superficie y el núcleo respectivamente y siendo: $r_s > r_1 > r_2 > r_n = 0$, la variación de velocidades de acuerdo con lo dicho será:

$$v_s > v_1 > v_2 > v_n$$

(15)

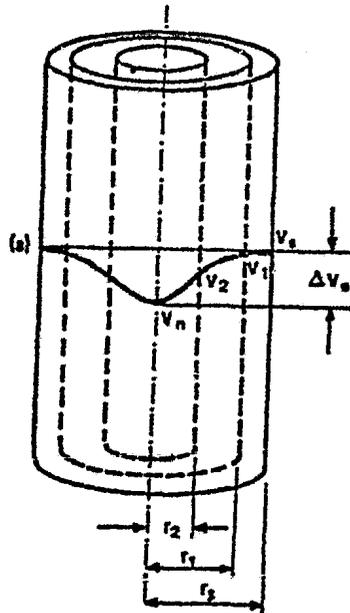


Fig. 5.8- Curva (a) de variación de la velocidad de enfriamiento en una sección longitudinal.

Llamando v a la caída de velocidad desde la superficie al centro tendremos:

$$\Delta v = v_s - v_n \quad (>0) \quad (16)$$

O sea que el núcleo de una pieza siempre se enfría más lentamente que la superficie. Tanto más cuanto mayor sea el diámetro de la pieza. Pero el diámetro (sección) también influye en el enfriamiento de la superficie. A igualdad de medio de enfriamiento, a mayor diámetro (d) corresponde menor velocidad de enfriamiento de la superficie y mayor caída de velocidad (Δv).

Gráficamente se representa todo esto en la figura 5.9.

Falta considerar ahora qué papel juega la composición química del acero en v_g y Δv .

La velocidad de enfriamiento en un cuerpo depende evidentemente de su conductividad térmica.

Los aceros de construcción al carbono, los aleados de baja y media aleación tienen a los fines prácticos la misma conductividad térmica. En consecuencia la distribución de velocidades de enfriamiento en piezas redondas de igual diámetro y de distintos aceros es prácticamente independiente de la composición química.

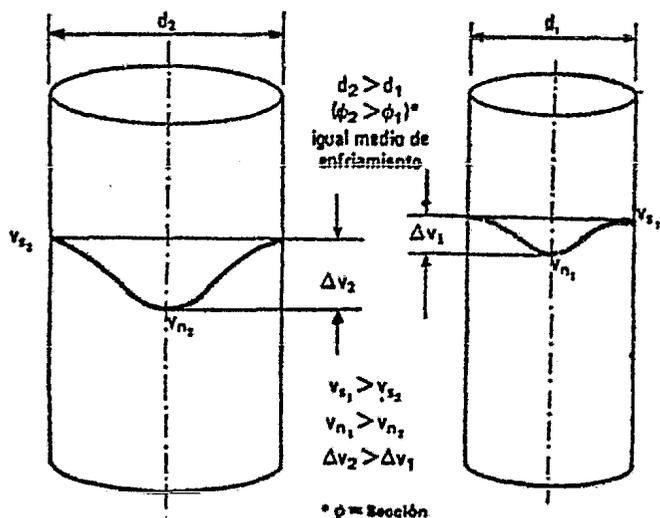


Fig. 5.9. -Diferencia entre v_e y Δv_e para distintos diámetros de los redondos.

Dicho en forma gráfica, la curva (a) de la figura 5.8 es igual para cualquier acero de construcción de igual diámetro y enfriado en el mismo medio (igual: v_g , v_n y Δv).

Hasta ahora hemos visto piezas simples de forma cilíndrica. ¿Qué pasa cuando tenemos otra sección?

Razonemos. Si la sección es de forma regular (cuadrada, rectangular, oval, poligonal, etc.) tendrá un eje y éste, por hallarse más alejado de la superficie será, según hemos visto el que se enfría con menor velocidad (para las chapas tendremos un plano de simetría).

El problema será encontrar un redondo cuyo eje se enfríe con la misma velocidad con que se enfría el eje de la sección regular. El diámetro de ese redondo será "el diámetro del redondo equivalente a la sección considerada".

Si la sección es irregular (no admite eje de simetría), se tratará hasta donde sea posible por aproximaciones, asimilándola a una sección regular (o intermedia por la combinación de dos secciones regulares).

Si es muy irregular el problema será determinar la mayor sección y en ella el punto de menor velocidad de enfriamiento.

Para los casos más regulares existen gráficos que permiten calcular teóricamente el diámetro del redondo equivalente. Para los casos muy irregulares se recurre a métodos prácticos.

EL MEDIO DE ENFRIAMIENTO

Veamos cuál es su función en el proceso.

El medio de enfriamiento extrae en forma continua el calor de la pieza que se enfría a través de su superficie con una velocidad definida que va a depender de la eficacia de dicho medio.

En general se usa un fluido que puede ser un gas (aire) o preferentemente un líquido (agua, aceites, sales fundidas, etc.). La eficacia de estos medios se puede mejorar controlando su temperatura, agitación y/o ayudando con la agitación de la pieza.

La velocidad de enfriamiento que introduce un medio no es función directa de su composición química sino de sus propiedades físicas: punto de ebullición, conductividad térmica, viscosidad, calor específico, calor de vaporización.

Para conocer la influencia de los diferentes medios de enfriamiento es conveniente estudiar las 3 etapas bien definidas que se producen en todo enfriamiento.

Cuando una pieza de acero caliente se sumerge rápidamente en un medio líquido, la superficie exterior se enfriará más rápidamente que el centro, según lo indican las curvas de la figura 5.10.

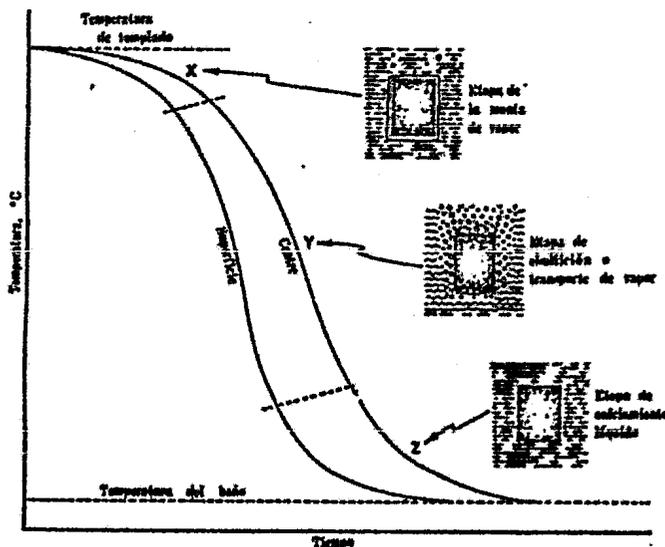


Fig. 5.10 - Curvas características de enfriamiento.

Aún cuando su pendiente difiere, ambas curvas consisten esencialmente de tres posiciones: X, Y y Z, que se conocen respectivamente como el paso de la capa o manta de vapor, el paso de transporte de vapor o etapa de ebullición y el paso de enfriamiento por líquido. Cualquier líquido dará una curva

de esta forma general, siempre que su punto de ebullición sea inferior al de la temperatura de templado de la pieza.

1^a Etapa: Enfriamiento por capa de vapor.

Cuando el acero es introducido en el líquido, como su temperatura es muy alta, se forma una capa de vapor que rodea el metal y el enfriamiento se realiza por "conducción y radiación" a través de la capa gaseosa. Puesto que los vapores tienen conductividades térmicas bajas, en comparación con los líquidos, el enfriamiento durante esta etapa es lento. Esta situación es indeseable, ya que el enfriamiento lento en la zona superior de la temperatura, puede permitir que ocurra cierta transformación del acero en esa zona. Esto es, la curva de enfriamiento puede cortar en la nariz de la curva T.T.T., dando como resultado la formación de algo de perlita.

2^a Etapa: Enfriamiento por transporte de vapor.

Cuando la temperatura de la pieza ha descendido tanto que no puede ya mantenerse una película de vapor en su superficie el líquido entra en contacto con la superficie del metal caliente, iniciándose la ebullición vigorosa. Esto es, el líquido hierve alrededor de la pieza formándose burbujas que rodean el acero. En esta forma el calor es sustraído rápidamente de la pieza y la curva de enfriamiento se hace más pronunciada. Estas burbujas son transportadas por gravedad y por corrientes de convección. Además, la evolución de burbujas de vapor da lugar a corrientes intensas de convección alrededor de la pieza, lo que constituye una acción enfriante más positiva de la que puede obtenerse por convección simple, que en este caso es de importancia secundaria. El enfriamiento durante esta etapa de transporte de vapor debe tener lugar a una velocidad igual a/o mayor que el ritmo crítico de enfriamiento del acero, si se desea evitar su transformación parcial a altas temperaturas. Puesto que la temperatura de la pieza durante esta etapa de transporte de vapor se encuentra

arriba de la línea Ms, el enfriamiento extremadamente rápido en esta zona no habrá dañado la estructura, ya que ésta es completamente austenítica.

En esta etapa, que es la de más rápido enfriamiento; influyen el calor de vaporización y la viscosidad del líquido, y la agitación del baño o de la pieza.

3^a Etapa: Enfriamiento por líquido.

Esta última etapa comienza cuando la pieza se ha enfriado aproximadamente al punto de ebullición, cuando se termina la etapa de transporte de vapor. El enfriamiento durante la etapa final o del líquido procede, por lo tanto, sólo por conducción y convección y es mucho más lenta que la etapa de transporte de vapor. La relación entre la temperatura Ms del acero que se templea y la zona de temperatura del paso de enfriamiento líquido para el medio templado es importante. Si la pieza de trabajo se enfría aún rápidamente por transporte de vapor cuando se llega a la línea Ms, entonces existe la posibilidad de que ocurra distorsión o agrietamiento de la pieza, debido a que la cubierta exterior cambiará de austenita a martensita, un intervalo apreciable antes de que el centro comience a cambiar. Sin embargo, si el paso de enfriamiento líquido se inicia inmediatamente arriba de la línea Ms, entonces la rapidez de enfriamiento se habrá visto considerablemente reducida en el instante en que la temperatura de la pieza de trabajo llegue a la de la línea Ms. Las grietas de templado o de distorsión, tendrán menos posibilidad de ocurrir.

Por lo tanto, podemos decir, que la temperatura de ebullición es muy importante en la primera etapa, el calor de vaporización en la segunda y la conductividad térmica en la tercera. Además, la viscosidad también influye en la velocidad de enfriamiento en la segunda etapa.

Todo esto se esquematiza en la figura 5.11 y en la tabla

VII se indica la influencia de los distintos factores en cada etapa.

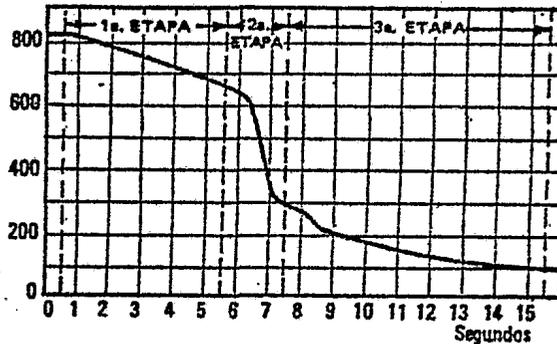


Fig. 5.11 - Las tres etapas de todo enfriamiento.

FACTORES	ETAPAS		
	1a.	2a.	3a.
Temperatura del líquido	x		
Punto de ebullición	x		
Capacidad calorífica y conductividad del vapor	x		
Calor de vaporización		x	
Viscosidad		x	x
Agitación del baño y de la pieza		x	x
Capacidad calorífica y conductividad del líquido			x

Tabla VII - Influencia de los distintos factores en cada etapa.

En la figura 5.11 puede verse una curva típica de enfriamiento, que corresponde a un cilindro de acero de poco diámetro, templado en agua a 76°C . Se puede observar que la velocidad de enfriamiento, que al principio es lenta, va aumentando, alcanza un máximo y luego disminuye, llegando por fin a igualarse la temperatura del acero y la del líquido, advirtiéndose tres fases muy señaladas, cuyas características ya se explicaron.

Elección del medio de enfriamiento

Según vimos anteriormente para lograr un "temple perfecto" (estructura martensítica) debemos asegurarnos que en los puntos de la pieza que se enfrían con más lentitud se alcance una velocidad superior a la crítica.

Aparentemente la solución inmediata sería elegir el medio de enfriamiento más energético. Pero aquí entra el factor: forma de la pieza. En piezas de forma complicada, o sea las que tienen cambios bruscos de sección, secciones finas y gruesas, ángulos vivos, etc. los enfriamientos bruscos crean tensiones importantes debido al desigual enfriamiento. Estas tensiones se traducen en deformaciones de la pieza y muchas veces en rajaduras, cuando se templean.

Es decir que para obtener los mejores resultados en un temple, a saber: estructura martensítica, mínimas deformaciones y evitar peligros de fisuras hay que seleccionar el medio menos energético con el cual se pueda lograr en la pieza una velocidad de enfriamiento superior a la crítica.

Resumamos ahora cualitativamente como relacionamos la forma y tamaño de la pieza con la eficacia del medio necesaria para lograr la velocidad crítica en la pieza de acero (vease tabla VIII).

Sintetizando todo lo visto hasta el presente surgen las siguientes conclusiones:

A igualdad de los restantes parámetros.

- 1) A mayor % de C y elementos aleantes, menor V_c .
- 2) A mayor V_c mayor severidad del medio de enfriamiento.
- 3) A mayor tamaño mayor severidad del medio.
- 4) A pieza más complicada menor severidad de temple.

Es decir que la severidad del medio (H) debe ser (tabla VIII):

- a) inversamente proporcional a: { Cantidad de elemento aleante (incluido el C)
 Forma complicada de la pieza
- b) directamente proporcional a: { Velocidad crítica del acero (v_c)
 Tamaño de la pieza (ϕ)

PIEZA		SEVERIDAD DEL MEDIO (H)	
FORMA	TAMAÑO (ϕ)	Acero con alta v_c	Acero con baja v_c
Simple	Pequeño	Medio a alta	Baja a medio
	Grande	Alta a muy alta *	Medio a alta
Complicada	Pequeño	Medio	Baja a medio
	Grande	Alta **	Medio

* Caso crítico

** Caso muy crítico.

Tabla VIII: Eficacia del medio vs. forma y tamaño.

La tabla VIII nos presenta un enfoque general del problema pero no basta; sólo nos da una idea cualitativa. Debemos definir los parámetros que involucra el fenómeno de manera que sean medibles y que podamos establecer relaciones entre ellos que nos permitan calcular.

Quantificando el problema, podemos predecir y con ello reducir a un mínimo el número de experiencias requeridas para la selección de un acero.

El parámetro "tamaño" queda quantificado con el concepto de diámetro de la sección de un redondo equivalente.

La velocidad crítica se relaciona con el tamaño.

La forma de la pieza es algo tan variado que es imposible reducirla a una forma simple y en consecuencia se evalúa cualitativamente en los problemas.

En cuanto a la eficacia del medio la consideraremos a continuación.

Severidad de temple

La medida de la eficacia de un medio de enfriamiento ha sido denominada "severidad de temple" y se designa con la letra H. Este factor regula la velocidad de enfriamiento de la superficie que a su vez rige el enfriamiento del cuerpo, en el cual según vimos siempre era más lenta.

Para un valor alto de H el enfriamiento de la superficie será rápido y para $H = \infty$ este enfriamiento será instantáneo, es decir que la superficie del acero adquirirá la temperatura del medio en forma instantánea. Esta severidad de temple no se consigue con ningún medio de enfriamiento; sólo constituye un valor ideal lograble con un medio ideal.

Grossman y Asimov realizaron ensayos prácticos que le permitieron determinar el valor de H aproximado para cualquier medio. En ese cálculo se tuvieron en cuenta las leyes de la conducción calorífica y la acción mecánica que puede obtenerse por la agitación del baño o de la pieza. Se tomó como unidad $H = 1$ para el agua tranquila. Los distintos valores de H que se obtuvieron son los de la tabla IX.

AGITACION	MEDIO			
	AIRE	ACEITE	AGUA	SALMUERA
Ninguna	0,02	0,25-0,30	0,9-1,0	2
Moderada	-	0,3-0,4	1,0-1,3	2 a 2,2
Acentuada	-	0,4-0,5	1,4-1,5	-
Fuerte	0,05	0,5-0,8	1,6-2,0	-
Violenta	-	0,8-1,1	4	5

Tabla IX: Severidad de temple (H)

Estos valores son relativos, y por el momento permiten un ordenamiento más racional de la eficacia de los distintos me-

dios.

MEDIOS DE ENFRIAMIENTO

A la vista de las tres fases de enfriamiento que acabamos de ver, el medio de temple ideal sería aquel que fuera capaz de comunicar inicialmente al acero una velocidad de enfriamiento superior a la crítica, de tal modo que no se realice ninguna transformación en la zona del diagrama T-I correspondiente a la nariz perlítica, y después en la zona de temperaturas inferiores, una velocidad de enfriamiento pequeña para que no aparezcan deformaciones. Desgraciadamente no existe ningún medio que presente estas propiedades ideales. En el agua y en las soluciones acuosas de sales inorgánicas se consiguen durante las etapas 1 y 2 velocidades iniciales de enfriamiento elevadas, pero éstas se mantienen durante el enfriamiento a bajas temperaturas con el consiguiente peligro de que aparezcan grietas y deformaciones. En los aceites de temple normales, la 1^a etapa o de enfriamiento por capa de vapor es más larga, mientras que la 2^a etapa es más corta, siendo la velocidad de enfriamiento menor.

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

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

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

Los distintos medios de enfriamiento utilizados en la industria, ordenados en función de su severidad de temple

son (de mayor a menor H):

- (1) Salmuera (solución acuosa al 10% de cloruro de sodio).
- (2) Agua corriente.
- (3) Sales fundidas.
- (4) Aceites solubles.
- (5) Aceites.
- (6) Aire.

Indudablemente los más usados son el agua y los aceites.

Salmuera

El término de salmuera, que se aplica al temple, se refiere a soluciones acuosas, que contienen varios porcentajes de sal (tales como cloruro de sodio o cloruro de calcio).

Ventajas y desventajas:

La salmuera ofrece las siguientes ventajas comparadas con el agua o el aceite, para el temple.

La velocidad de enfriamiento es más rápida que la del agua para el mismo grado de agitación o menos agitación, es requerida para obtener una gran velocidad de enfriamiento.

La temperatura es menos crítica que para el agua, por tanto, requiere menos control.

La posibilidad de manchas blandas debidas a las bolsas de vapor, es menor que en el temple por agua.

La distorsión es menos severa que en el temple por agua.

Los intercambios de calor son necesariamente menores para el enfriamiento en baños de salmuera, que para aquellos hechos en baños de agua o aceite.

Los complejos impedimentos de diseño en los tanques de temple y en los propulsores de agitación, los cuales son frecuentemente necesarios en el temple por agua o aceite, no se requieren siempre en el temple por salmuera, pero puede ser ne-

cesario para aceros con muy baja templeabilidad.

Comunmente, las desventajas del temple en salmuera, no se previenen para su uso, porque la salmuera se usa sólo cuando el aceite o el agua no satisfacen los resultados deseados. Algunas de sus desventajas son:

La corrosión natural de la salmuera, requiere un mantenimiento de por vida; del tanque de temple, las bombas, transportadores y otros equipos que están en contacto constante con la solución de sal. Deben ser protegidos a la corrosión por medio de recubrimientos, envolturas o hacerlos de metales más resistentes a la corrosión (tales como transportadores de cobre o de acero inoxidable).

Se requieren, cubiertas de capuchas en la descarga de los gases corrosivos que emanan de los baños de sal, para la protección de la maquinaria o equipo delicado.

Los costos son mayores que para el agua, ya que los costos de los inhibidores de corrosión que deben ser usados después de la limpieza incrementan el costo del sistema.

Los costos de trabajo se incrementan porque es necesario hacer pruebas de control de las soluciones, para proporcionar un ambiente seguro.

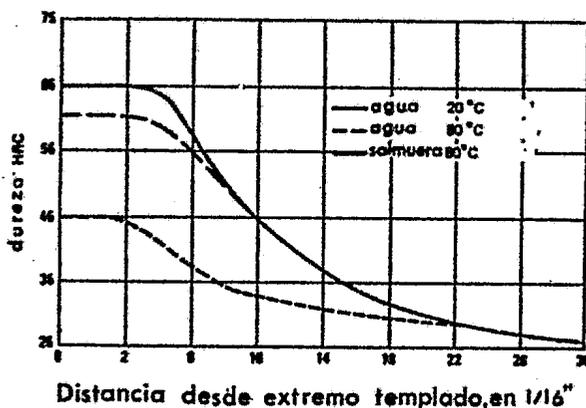
Ahora veamos los efectos que producen la temperatura y la contaminación sobre la salmuera:

a) Efecto de la temperatura.

La fuerza de enfriamiento de la salmuera, no se afecta críticamente por pequeñas variaciones en la temperatura de operación. Aún cuando tales soluciones pueden ser usadas en/o cerca de la temperatura de ebullición. La salmuera proporciona la máxima fuerza de enfriamiento a una temperatura cercana a los 20 °C.

El pequeño efecto relativo de la temperatura en la fuerza

de enfriamiento de la salmuera, comparada con la del agua se muestra en la siguiente figura. En donde vemos la relación que existe entre la dureza y la distancia al extremo templado de piezas tratadas en agua y salmuera.



En la figura anterior vemos, que la fuerza de enfriamiento de la salmuera es mayor que la del agua a 80 °C.

b) Efecto de la contaminación.

Los sedimentos e incrustaciones, deberán ser removidas periódicamente, porque ambos pueden actuar como estorbos en las bombas y sistemas de circulación, además puede reducir el volumen y la velocidad de enfriamiento de la salmuera en el baño de temple. El exceso de agua reduce el poder de la solución y la fuerza de temple.

Agua

Debe evitarse que el agua se caliente durante el temple. Conviene que la temperatura del agua oscile entre 15° y 20°C, pues si la temperatura es superior a 30 °C, se prolonga exageradamente la primera etapa del enfriamiento, lo que es un gran inconveniente, por que con ello disminuye la velocidad de enfriamiento en la zona 750°- 500 °C y se favorece, sobre todo en los aceros de poco poder templante, la formación de estructuras blandas. Para aumentar su severidad se la enfría

y se usa con agregado de cloruro de sodio (sal común). Es el más barato (después del aire) y se usa en general para los aceros al carbono. No obstante las piezas finas o las más grandes pero complicadas corren el riesgo de deformarse mucho e inclusive fisurarse cuando se enfrían en agua.

Como medio de temple, el agua es usada dondequiera que sea práctica, esto es, donde se permita un temple drástico, y no resulte una distorsión excesiva, o una ruptura de la pieza de trabajo.

Una desventaja del agua como medio de temple, es que la rápida velocidad de enfriamiento, persiste aún a bajas temperaturas, en el cual ocurre la distorsión o la ruptura.

La agitación es especialmente importante en el temple en agua, porque dispersa las burbujas de vapor en las piezas e impulsa el agua directamente contra ella.

Aceites

Aun cuando en general es ventajoso que un aceite de temple esté tibio, no debe usarse a una temperatura en que haya peligro de ignición. Una propiedad esencial de un aceite, por lo tanto, es que debe tener un punto de combustión alto con respecto a la temperatura de trabajo del baño.

Algunos aceites tienden a oxidarse y, en consecuencia, esto conduce inevitablemente a un aumento de viscosidad en el aceite y a una reducción correspondiente en su capacidad de enfriamiento. Además, puede formarse una especie de nata sobre la superficie del baño y depositarse un lodo espeso sobre los serpentines de enfriamiento del tanque.

Temperatura del aceite.— Por razones prácticas los aceites son generalmente mantenidos a temperaturas entre 40 y 95 °C, pero casi siempre de los 50 a 70 °C. Las altas temperaturas, pueden causar un rápido envejecimiento del aceite y puede llevar a un incremento de humo. Por razones de seguridad, el máximo uso de temperatura, será como mínimo de 50 °C por debajo del punto de ignición del aceite. La baja temperatura del aceite puede ocasionar una mayor distorsión en las piezas, porque el rápido efecto de temple durante el intervalo de convección, puede incrementar el riesgo de fuego a causa de la alta viscosidad del aceite frío.

"Cualquier aceite dado, tendrá una baja viscosidad en altas temperaturas y alta viscosidad en bajas temperaturas". Cuando una pieza caliente es sumergida en aceite de baja viscosidad, el riesgo de fuego es mínimo. Este efecto ocurre a causa de que la extracción de calor de la pieza, es distribuida rápidamente a través del aceite, por medio del efecto de "termosifón". En cambio los aceites de temple con altas viscosidades, no distribuyen el calor tan rápidamente. Luego, tenemos dos conceptos muy visibles: primero, que los aceites fríos y viscosos sean precalentados para que decrezca su viscosidad, y por tanto disminuya su flamabilidad; segundo, que se prefieran los aceites de alto punto de ignición.

Para minimizar la oxidación, todos los aceites de temple, tendrán el menor contacto posible con el aire. Se recomienda que la superficie abierta al aire de los baños de temple, sea mantenida tan pequeña como sea posible; en los baños de aceite bajo atmósfera controlada, las exposiciones al aire serán tan cortas como sea posible.

Los aceites de temple, serán agitados para:

- (a) distribuir el calor rápida y uniformemente, y
- (b) para mantener una temperatura uniforme, la cual proporcione un uniforme efecto de temple por todo el tanque.

Contaminación con agua.- El agua en el aceite, cuando se temple, es muy peligrosa, particularmente en aceites para mar tempering, usados a temperaturas aproximadas a 100°C . No sólo causa una insuficiente y no uniforme endurecimiento de la pieza, sino que también, crea una pesada espuma que incrementa el riesgo de fuego, ya que la espuma de aceite, alcanza el fuego muy fácilmente. La espuma que se desarrolla en una cámara de temple integral, puede causar una explosión si el nivel de la espuma llega a la cámara caliente del horno. La posibilidad de rajaduras en las piezas templadas, puede ser esperada cuando se usan aceites contaminados por agua.

El entrampamiento de agua en zonas localizadas de un baño de aceite, puede resultar en una gran explosión, a causa de la repentina formación de grandes volúmenes de vapor. Sin embargo, cuando el aceite y el agua están distribuidos en capas estratificadas bajo condiciones de estancamiento, esto tiene poco peligro de explosión. Con circulación normal en el baño, el contenido de agua puede ser alto sin peligro de explosión.

El agua puede ser removida del aceite por diversos méto--- dos:

- (a) alzando la temperatura por encima del punto de ebullición del agua (Fig. 5.12),
- (b) permitir que el agua se asiente y drenarla,
- (c) centrifugando el baño.

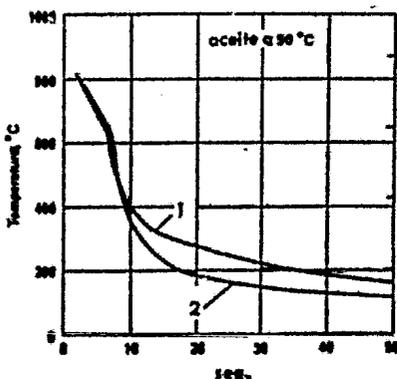


Fig. 5.12 - Efectos de la ebullición del agua contenida en el aceite.

- 1 = Aceite hervido.
- 2 = Aceite con contaminación de agua de un 0,25%

Los principales requisitos de un aceite de temple son, los siguientes:

(a) Su viscosidad.— Debe estar comprendida entre ciertos límites. Si el aceite es demasiado viscoso, la película de aceite próxima a la superficie del metal tiende a carbonizarse, porque las corrientes de convección son muy lentas. Esa carbonización disminuye el poder refrigerante del aceite y limita su utilización. Si la viscosidad es baja, el aceite se adhiere menos a las piezas, pero se volatiliza rápidamente con la consiguiente pérdida de líquido. Con el uso, la viscosidad del aceite aumenta.

Los aceites son el medio de enfriamiento típico de los aceros aleados. Hoy día se los obtiene en una gran variedad, pues las empresas petroleras tienen en general una línea de "aceites de temple" con distintas viscosidades y por ende distintos H.

(b) La volatilidad.— No debe ser demasiado elevada porque se pierde aceite con el uso y se espesa el baño, con la consiguiente pérdida en la velocidad de enfriamiento. Además un aceite volátil, al ponerse en contacto con el metal caliente, desprende numerosas burbujas y se forma mucho vapor alrededor de la pieza, disminuyendo la velocidad de enfriamiento y prolongándose la fase de enfriamiento con vapor, que suele dar lugar a puntos blandos. Es decir un aceite no debe emitir vapor a bajas temperaturas y debe estimular velocidades de enfriamiento uniforme.

(c) Resistencia a la oxidación.— En los últimos años las refineras de petróleo han logrado producir aceites que, con relativa baja velocidad, tienen gran resistencia a la oxidación.

- (d) La temperatura de inflamación y combustión.- Debe ser lo menos elevada posible, para evitar excesivo humo en el taller y también el peligro de que se inflame el baño. En los aceites corrientes la temperatura de inflamación suele oscilar entre 180° y 275° C y la de combustión entre 200° y 325° C, considerándose las de 215° y 275° C como satisfactorias.

La figura 5.13 nos muestra las curvas comparativas de enfriamiento del agua y aceite.

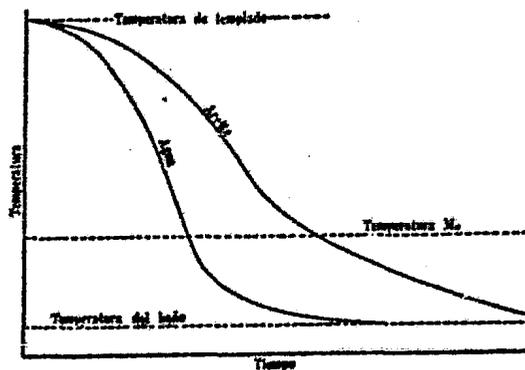


Fig. 5.13 - Curvas comparativas de enfriamiento del aceite y agua.

La figura 5.13, nos explica en gran parte, la superioridad del aceite respecto del agua como medio de enfriamiento cuando se desea evitar la producción de grietas de enfriamiento. Tal como se indica en la figura 5.12, la etapa de enfriamiento líquido para el aceite, se inicia a una temperatura superior a la del agua. De hecho comienza arriba de la línea Ms. En consecuencia el gradiente de temperatura dentro de la pieza que ha sido enfriada en aceite, se ve considerablemente reducido en el instante en que la línea Ms ha sido cruzada.

En la etapa de transporte de vapor, la curva para el agua es más inclinada que la del aceite. Esto significa que el

agua es más efectiva como medio de enfriamiento. Por esta razón, como ya lo hemos dicho, generalmente se emplea el agua para templar los aceros simples al carbono, mientras, que los aceites se pueden usar para aquellos aceros de aleación que tienen velocidad de enfriamiento menos crítica. La ventaja con respecto al agua está contrarrestada, sin embargo, por el mayor efecto aislante del vapor durante la primera etapa o de capa de vapor. Aún cuando la capa de vapor no persiste necesariamente por más tiempo que la de vapor de aceite, su conductividad es más baja y su efecto retardador general, ligeramente mayor. Este efecto aislante aumenta al elevarse la temperatura del baño, debido a que el punto de ebullición del agua es mucho más bajo que la temperatura más baja a que comienza a hervir el aceite.

El ritmo de enfriamiento durante el proceso depende mucho del grado de agitación que prevalece. La agitación no solamente lleva líquido frío continuamente a la superficie de la pieza; sino que ayuda también a romper la capa de vapor inicial, acelerando así el enfriamiento. La condición ideal, por lo tanto, es hacer circular el medio enfriante y al mismo tiempo mover la pieza en el baño. En esta forma, se obtiene un aumento considerable en la velocidad de enfriamiento y puede hacerse que un aceite, agitado violentamente, produzca un templado tan rápido como el agua quieta.

Aceites solubles.- Como medio intermedio entre los aceites y el agua se usan los aceites solubles, del tipo de los empleados en la refrigeración en las máquinas herramientas.

Sales fundidas.- Para el tratamiento térmico de los aceros son cada día más empleados los 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 1300° C. Unas veces se usan como medio de enfria---

miento y sustituyen con ventaja al aceite, y otras veces, en cambio, se utilizan para calentar las piezas y también para cementarlas o nitrurarlas.

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

1.º Sales que se emplean en un intervalo de temperaturas comprendido entre 150° y 400 °C. Se suelen emplear con dos fines principales:

- (a) Para enfriar las piezas que han sido calentadas (en horno de mufla) a la temperatura de temple y que al ser enfriadas en las sales sufrirán un temple, martempering, austempering, etc., y
- (b) Para revenir piezas o herramientas templadas.

Para ambos usos se suelen emplear sales L-1, L-2 y L-3 de la tabla X, preparadas 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 °C y puede usarse desde 245 °C.

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

3.º Sales que se emplean para el temple de herramientas en el intervalo 700° a 950 °C. Para ese tratamiento se utilizan sales del tipo 1 tabla X, constituidas principalmente a base de cloruro bórico, cloruro potásico, cloruro sódico y cloruro cálcico, cuyo fin principal es evitar la descarburación de las herramientas durante el tiempo que dura el calentamiento. Como durante el proceso de trabajo se suele modifi-

Designación	PORCENTAJE EN PESO										Temperatura de fusión	Zona de temperatura de uso recomendable	
	NaCl Cloruro sódico	KCl Cloruro potásico	BaCl ₂ Cloruro bárico	KNO ₃ Nitrato sódico	NaNO ₂ Nitrito sódico	KNO ₂ Nitrato potásico	CaCl ₂ Cloruro cálcico	NaCN Cianuro sódico	K ₂ CO ₃ Carbonato sódico	KCN Cianuro potásico			
L-1	—	—	—	—	40 50	50 60	—	—	—	—	140	160	850
L-2	—	—	—	40 50	—	50 60	—	—	—	—	220	260	690
L-3	—	—	—	96 min	—	—	—	—	—	—	370	400	650
L-4	30 40	—	—	—	—	—	—	15 40	30 50	—	519	620	815
L-5	15 25	—	25 35	—	—	—	45 55	—	—	—	480	510	760
I-1	45 55	45 55	—	—	—	—	—	—	—	—	675	735	898
I-2	15 25	20 30	50 60	—	—	—	—	—	—	—	595	675	925
I-3	20 30	—	70 80	—	—	—	—	—	—	—	705	760	925
I-4	10 20	—	80 90	—	—	—	—	—	—	—	780	815	1005
H-1	—	—	96 min	—	—	—	—	—	—	—	980	1035	1340
H-2	4 8	—	92 96	—	—	—	—	—	—	—	870	955	1260
O-1	4 max	—	—	—	—	—	—	96 min	4 max	—	620	785	955
O-2	—	—	—	—	—	—	—	—	4 max	96 min	620	785	955
O-3	—	5 10	40 50	—	—	—	—	35 40	—	—	620	840	955
O-4	15 25	—	—	—	—	—	—	45 50	20 30	(BaCO ₃)	620	815	955
O-5	20 30	—	15 25	—	—	—	—	30 40	20 30	—	620	785	895
O-6	10 15	—	—	—	—	—	—	70 80	10 15	—	620	815	955
O-7	15 25	—	—	—	—	—	—	80 70	15 25	—	620	815	955
O-8	40 50	—	—	—	—	—	—	40 50	5 10	—	620	815	955
O-9	—	80 70	—	—	—	—	—	30 40	—	—	495	525	675
O-10	—	—	—	—	—	—	—	55 65	—	35 45	495	525	675

Composiciones, temperaturas de fusión y de utilización de diversas sales.

TABLA: X

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

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

4.^o Sales que se emplean para cementar. Constituidas principalmente a base de cianuros.

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

6.^o Sales para el temple de acero rápido y de alta aleación del tipo H (tabla X). Estas sales que se utilizan a temperaturas muy elevadas de 1000° a 1300 °C, suelen estar constituidas principalmente por cloruro bórico (95% aproximadamente) y pequeños porcentajes de cloruro sódico.

Para evitar que con el uso se vuelvan descarburantes, se les añade periódicamente pequeñas cantidades de sílice SiO_2 en polvo.

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

NOTA: El cianuro es muy venenoso y deben tomarse precauciones para evitar accidentes que pueden ser mortales, por envenenamiento por vía bucal, o por su acción sobre heridas en las manos principalmente. Las piezas calentadas en un baño de cianuro nunca deben de pasarse a un baño de nitritos o nitratos porque se producen explosiones muy peligrosas.

Aire.— El enfriamiento al aire se usa para aquellos aceros con contenido de aleación lo bastante elevado para reducir el

ritmo de transformación a un punto en el que se forme martensita cuando el acero se enfría en una corriente de aire.

SALLES	Temperatura de fusión	SALLES	Temperatura de fusión
Cloruro bórico	961°	Cianuro sódico	563°
Carbonato potásico	800°	Hidróxido potásico	370°
Fluoruro potásico	879°	Nitrato potásico	332°
Carbonato sódico	851°	Hidróxido sódico	317°
Cloruro sódico	804°	Nitrato sódico	307°
Cloruro potásico	775°	Nitrito potásico	300°
Cloruro cálcico	773°	Nitrito sódico	271°
Cianuro potásico	634°	Nitrato litio	264°

Tabla XI: Temperaturas de fusión de diversas sales.

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

ENFRIAMIENTO	DIÁMETROS		
	25 m/m.	50 m/m.	75 m/m.
Agua agitada	56	15	7
Aceite agitado	27	10	5
Corriente de aire	1,8	0,9	0,6
Aire tranquilo	0,86	0,4	0,3
Velocidades en grados por segundo			

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

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

En esta tabla se ha tomado como unidad de velocidad de en-

friamiento en el intervalo 720° - 550° C la correspondiente al agua a 18° C, que es de 1810° C por segundo, y en la zona de los 200° C también la correspondiente al agua a 18° C, que es de 450° C por segundo.

MEDIO DE ENFRIAMIENTO	Velocidades relativas de enfriamiento en el intervalo	
	720° - 550°	200°
Solución acuosa con 10 % de ClLi	2,07	1,04
Solución acuosa con 10 % de Na OH	2,06	1,36
Solución acuosa con 10 % de ClNa	1,96	0,98
Solución acuosa con 10 % de CO_3Na_2	1,38	1,09
Solución acuosa con 10 % de SO_4H_2	1,22	1,49
Agua a 0°	1,06	1,02
Agua a 18°	1,00	1,00
Mercurio	0,78	1,09
Agua a 26°	0,72	1,11
Aceites	0,25-0,15	0,06-0,15
Agua con jabón	0,07	1,16
Agua a 78°	0,047	1,31
Agua a 100°	0,044	0,71
Aire	0,028	0,007
Vacío	0,011	0,004

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

Otro medio de enfriamiento también muy utilizado es el gas. El enfriamiento en gas es usado para proporcionar una velocidad que sea más rápida que la obtenida en aire quieto, pero más lenta que la obtenida en aceite.

En el enfriamiento por gas, la pieza de trabajo austenizada, es puesta directamente dentro de la zona o cámara en la que se va a temprar, en esta, el calor es extraído del metal rápidamente por una corriente rápida de gas. La velocidad de enfriamiento del metal, depende de su área superficial y de su masa, además del tipo y velocidad del gas.

Durante el periodo de temple, grandes volúmenes de gas relativamente fríos, se introducen directamente con una lanza, o con aspas, para imprimir al gas que pasa por la superficie de la pieza un alta velocidad. Después de haber absorbido el calor del material en proceso, los gases son enfriados en un intercambiador de calor con agua en circulación, después vuelven a pasar a las lanzas, y de estas a altas velocidades a extraer más calor de la pieza de trabajo.

En algunos casos, el temple en aire quieto es un proceso muy lento, y en aceite puede ser indeseable por la distorsión, el costo, la maniobrabilidad o por la dureza que se obtendrá. Para estos casos el temple por aire forzado, constituye un medio usual de temple, que está entre estos dos extremos.

La siguiente tabla nos muestra la diferencia del temple en aire quieto y aire forzado (vease la siguiente página).

Ahora bien veamos un caso especial:

Enfriamiento por niebla.— En el temple por niebla, el calor es rápidamente extraído del metal por las rápidas corrientes de gas que contiene gotas de agua. La capacidad de enfriamiento de la niebla, se deriva de: la absorción de calor por el aire, y el calor de vaporización del agua. La adición de gotas de agua a una corriente de aire, puede incrementar su capacidad de enfriamiento hasta 4 1/2 veces. El temple en nie

bla es más efectivo en intervalos bajos de temperatura. El temple por niebla es más severo que el aire a velocidades equivalentes. En general, los tipos de piezas que son templados en niebla, son similares a aquellos considerados apropiados para templarlos por gas.

Distancia a la superficie		Dureza, Brinell	
mm	pulg.	aire quieto	aire forzado
3	1/8.....	247	272
6,5	1/2.....	235	248
22	7/8.....	229	248
32	1 1/4.....	229	248
41	1 5/8.....	229	248
50	2	217	248
60	2 3/8.....	217	255
70	2 3/4.....	229	255

EQUIPO DE ENFRIAMIENTO

Los requerimientos de equipo de enfriamiento pueden variar ampliamente. Una pequeña planta maquinadora, requiere templar diariamente, sólo un pequeño número de piezas de acero simple al carbono, con un peso aproximado de 1,4 Kg. cada una. Para una aplicación semejante, el "sistema" de enfriamiento podría comprender, un barril de agua con un conducto para el suministro y un dren a la cañería. El equipo manual, consistiría simplemente en unas tenazas. A medida que la cantidad de piezas a templar, y la complejidad de éstas aumenta, se puede contar con un equipo más sofisticado.

Para un sistema completo de enfriamiento, se instala normalmente el siguiente equipo:

- (a) tanque de trabajo o máquinas sustitutas;
- (b) facilidades para el manejo de las piezas de trabajo;
- (c) medios de enfriamiento;
- (d) equipo de agitación;
- (e) enfriadores;
- (f) calentadores;
- (g) bombas y coladeras o filtros;
- (h) suministro del enfriante al tanque;
- (i) equipo de ventilación y protección contra posibles riesgos y
- (j) equipo para trasladar automáticamente las piezas desde los tanques.

Temple continuo

Un tanque semejante al ilustrado esquemáticamente en la figura 5.14 es usado comúnmente para temple continuo de piezas similares que pueden ser introducidas en el líquido de temple. En esta instalación, las piezas caen desde el horno directamente a una banda dentro del medio de temple, la cual

los transporta fuera del tanque. La agitación es proporcionada por un impulsor directamente acoplado. Si la pieza de trabajo es grande, se podría añadir un medio de control de temperatura del medio de enfriamiento. Este diseño de sistema de temple es limitado solamente a formas simétricas y simples, porque la caída desde la banda del horno, puede traer consigo una distorsión de la pieza, así como también, un temple no uniforme.

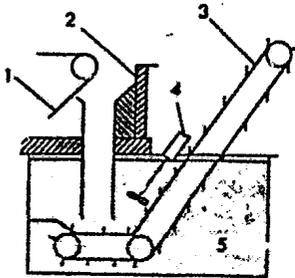


Fig. 5.14 - Tanque de temple continuo.

- 1 = Banda continua.
- 2 = Horno.
- 3 = Banda inclinada de acero.
- 4 = Agitador.
- 5 = Líquido de temple.

Sistema de temple con agua

Un arreglo simple para temple con agua, con un sistema incorporado para el control de la temperatura, se muestra en la figura 5.15. En este sistema, un suministro de agua fresca, es directamente introducida, en un flujo continuo dentro del baño y se permite que el agua fluya hacia la cañería.

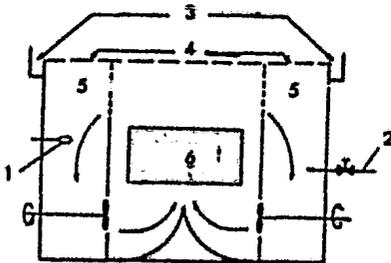


Fig. 5.15 - Tanque con control de temperatura para temple en agua.

- 1 = Bulbo de control de temperatura.
- 2 = Entrada de agua.
- 3 = El agua que se desborda va al desagüe o al sistema de enfriamiento.
- 4 = Nivel de agua.
- 5 = Tamices.
- 6 = Área de trabajo.

El control de la temperatura del agua es proporcionado por un regulador de temperatura auto-operado (con encendidos y apagados en intervalos predeterminados, esto depende del volumen de las piezas que están siendo procesadas y el grado de temperatura deseada en el agua).

Este sistema es instalado cuando el agua es abundante y barata. Cuando el agua es escasa, sin embargo, este sistema puede ser conectado a un sistema de enfriamiento de ciclo cerrado, que podría acondicionar el agua para que ésta se vuelva a usar.

Controles adicionales en la operación de temple, son requeridos en la producción en masa de las piezas, tales como el terminado directo de engranes, en un carburizado continuo. En una gran planta automotora, manufacturando el eje de armadura frontal y trasero, el temple de ruedas dentadas, vástagos de piñones, engranes laterales para diferenciales y piñones, requieren una carga especial de accesorios para el horneado de piezas y presiones de temple especiales para engranes. Porque el bajo costo por unidad debe ser mantenido durante todo el proceso del tratamiento térmico, el temple se integra con el calentamiento, y las facilidades de maniobrabilidad son adaptadas a la planta.

Los perfiles, ruedas blandas, totalmente maquinados excepto para terminados de esmerilado, son cargados en un carburizador continuo de gas. Las piezas de trabajo, son cargadas en unas cubetas aleadas con accesorios que permiten el temple directo.

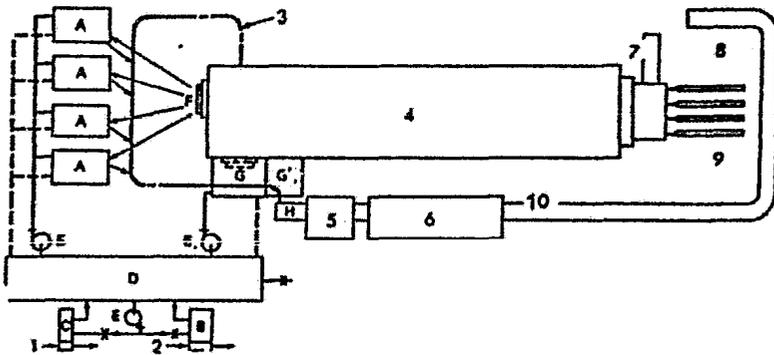
La figura 5.16 muestra el arreglo del equipo que puede comprender el sistema de temple, para una aplicación semejante a la descrita anteriormente. Los elementos principales de éste sistema son:

- Tanque de suministro (almacenamiento de fluido de temple y

bandas con capacidad suficiente para mantener una eficiente transferencia de calor).

- Enfriadores y calentadores que mantengan la temperatura del líquido de temple, para tener resultados consistentes.
- Filtros que minimicen el carbón disuelto y otros elementos externos, que pueden afectar la velocidad de transferencia de calor o interferir con la operación eficiente de templeado.

Fig. 5.16 - Diagrama que muestra los elementos de un sistema de temple, que usa una fila de 4 hornos de cementación continua con gas.



- | | |
|-----------------------------------|--------------------------------------|
| A = Presurizadores. | 1 = Vapor. |
| B = Enfriador. | 2 = Agua. |
| C = Calentador. | 3 = Transportador mono-riel elevado. |
| D = Tanque de almacenamiento. | 4 = Cementadores de gas. |
| E = Bombas, coladores. | 5 = Lavado. |
| F = Puerta de ranura. | 6 = Recirculación de aire. |
| G = Cubierta atmosférica. | 7 = Zona de carga. |
| G' = Porción abierta de G. | 8 = Zona de descarga. |
| H = Plataforma lavadora de carga. | 9 = Carga de piezas. |
| 10 = Zona fría. | |

- Agitación del fluido, para obtener un temple uniforme y minimizar la distorsión.
- Accesorios de aleaciones especiales para tener una fácil maniobrabilidad en el traslado de las piezas de trabajo al fluido de temple.
- Selección adecuada del fluido de temple, que proporcione la deseada velocidad de enfriamiento.
- Presiones de temple para el procesamiento de engranes.

Un tanque típico para temple, que puede ser usado para un alto volumen de producción, en trabajo sobre bandejas, está ilustrado en la figura 5.17. Protección atmosférica, agitación, control de temperatura y otros factores están incluidos en este arreglo. La presión del gas debe ser mayor que la atmosférica; de otra forma, el aire entrará en la unidad, oponiéndose al movimiento de los agitadores, y la cadena giratoria, llevará aire dentro del aceite causando oxidación, especialmente cuando está usándose aceite caliente.

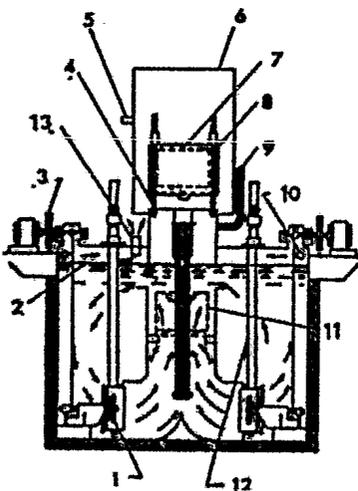


Fig. 5.17 - Esquema de una instalación típica para un baño de temple de gran volumen.

- 1 = Agitador.
- 2 = Nivel de aceite.
- 3 = Volante del agitador.
- 4 = Elevador.
- 5 = Cubierta atmosférica.
- 6 = Cubierta de la puerta del horno.
- 7 = Bandeja (elevada).
- 8 = Cubierta.
- 9 = Orificio hacia la atmósfera con cubierta.
- 10 = Entrada de gas.
- 11 = Bandeja (abajo).
- 12 = Inmerso combinado de calentador y enfriador.
- 13 = Purga de gas.

Equipo de agitación

La agitación del fluido de temple puede ser obtenida de diferentes maneras. En tanques convencionales, la circulación en el medio de temple es proporcionada normalmente por:

- Bombas.
- Caída por gravedad de la pieza de trabajo directamente en el medio de enfriamiento.
- Movimiento manual o mecánico de la pieza de trabajo.
- Propulsores mecánicos.

La selección de cualquier método de agitación, depende del diseño del tanque, tipo del medio de temple, volumen del medio, forma de las piezas a temprar y de la agudeza del temple

(a) Bombas.

Son comunmente empleadas, porque proporcionan un medio directo para controlar el fluido de temple. También, para proporcionar una circulación mayor que la proporcionada en el tanque. Cuando el medio de enfriamiento es aceite, y se emplea un sistema de enfriamiento, la bomba se usa para recircular el aceite al sistema de enfriamiento. Las bombas de recirculación, se pueden preferir, para usarlas en una "fuente flotante" que es capaz de remover el calor rápidamente de una cavidad interna de la pieza de trabajo.

(b) Caída por gravedad.

La caída de la pieza, caliente, directamente al fluido de temple, es empleada comunmente para temprar piezas con poco peso, y que tengan una área grande con respecto a su peso.

Si fuesen usadas bombas o agitadores mecánicos, probablemente, las piezas se moverían dentro del tanque y se tendría dificultad para manejarlas, al cargarlas con un elevador-transportador convencional para descargarlas en el tanque.

(c) Movimiento de la pieza de trabajo.

Durante el temple del acero, es normalmente deseable, obtener el más rápido enfriamiento, cuando la temperatura del acero está por encima de los 540 °C. En este rango de temperaturas, está regularmente envuelta en una capa de vapor y la velocidad de enfriamiento es lenta. Para acelerar el enfriamiento en este rango de temperaturas, es necesario un movimiento rápido de la pieza en relación con el medio de enfriamiento.

En artículos pequeños, o en baja producción, esto puede ser realizado con el movimiento de la pieza introduciéndola directamente al medio con una tenaza o bandeja. Las piezas de trabajo pueden ser introducidas mecánicamente en el medio. Por ejemplo, las flechas, algunas veces son giradas cuando se encuentran en el medio de enfriamiento, con lo cual se produce agitación.

Sin embargo, cuando existen variedades en las formas y tamaños, la agitación por propulsores es la más recomendable, porque este tipo de agitación proporciona un movimiento turbulento.

(d) Propulsores.

Además de proporcionar una agitación efectiva, los propulsores, que están autocontenidos en agitadores mecánicos, son compactos, no requieren de tubería y pueden ser removidos fácilmente para su mantenimiento. Los propulsores pueden ser convenientemente instalados en el tanque de temple, en el orden que sea de acuerdo a la función que vayan a realizar.

Los propulsores se instalan normalmente en el fondo de los tanques de temple, lo cual produce la mayor agitación. Un líquido acelerado por un propulsor, fluye en un movimiento helicoidal, en la misma dirección que la rotación de los álabes del propulsor. Esta corriente de alta velocidad se mueve a

través del fondo del tanque y este movimiento se difunde por todo el líquido, al golpear la pared opuesta, la corriente es apartada hacia arriba y en la dirección de la rotación del propulsor; esto produce una rotación general del líquido, el cual es parcialmente destruido por el ciclo de retorno del líquido hacia el propulsor. El movimiento general del fluido en el tanque es por tanto, un movimiento de remolino y un movimiento ascendente-descendente.

Los agitadores de propulsor, pueden ser también de entrada superior o de entrada lateral, como los indicados en las figuras 5.18 y 5.19. Las unidades de entrada lateral, son colocadas comunmente debajo del nivel del piso para conservar el espacio de éste; las unidades de entrada superior, requieren mayor espacio en el piso, pero menos excavación en la instalación.

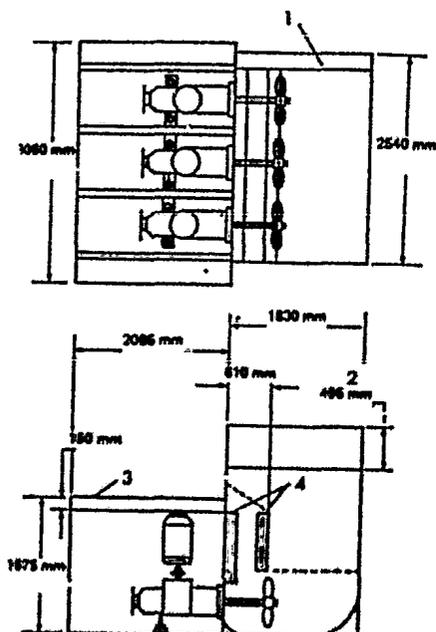


Fig. 5.18 - Tanque de temple de 10,000 litros de capacidad con tres propulsores que entran por un costado.

- 1 = Desbordadero.
- 2 = Nivel de aceite.
- 3 = Cubierta de concreto.
- 4 = Deflectores.

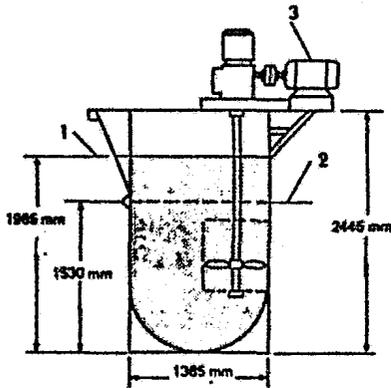


Fig. 5.19 - Tanque de temple para aceite con cuatro propulsores de entrada superior.

- 1 = Nivel de aceite.
2 = Línea de piso.
3 = Motor.

Variables que afectan la agitación:

(a) Efecto de la velocidad.

Pruebas hechas, nos muestran que en el temple realizado en aceite en movimiento a una velocidad de 23 m/min se incrementa la profundidad del temple, sobre la obtenida a menores velocidades en secciones de hasta 100 mm. de diámetro. En secciones más grandes, es posible que no haya ninguna ganancia en el endurecimiento con el aumento en la velocidad de agitación, porque la velocidad de transferencia directa de calor de la pieza se convierte en un factor limitante. Sin embargo, el límite práctico en la agitación, es cuando se produce espuma en la superficie del aceite. La espuma es indeseable e indica que el aire está siendo atrapado.

(b) Número de agitadores.

El número de unidades requeridas, depende de la potencia disponible en las unidades y de la potencia total que se necesite. Dos o más pequeñas unidades, proporcionan una agitación más uniforme, además de una mayor versatilidad que una unidad grande. La velocidad del fluido de enfriamiento, puede ser regulada por el uso de dos motores con impulsores de lanzamiento variable, o con una combinación de ambos.

Relación del diseño del tanque con la agitación.

Un diseño apropiado del tanque y dos o más propulsores, generalmente proporcionarán una agitación uniforme por todas las partes del área de trabajo. Algunas veces se requieren deflectores para obtener un flujo uniforme en todo el tanque. En unidades de entrada superior, las paletas guías se instalan regularmente en los tubos de corriente, para prevenir la vorticidad del fluido.

Diseño de tanques para el temple.

Conforme a los requerimientos de hoy en día, los sistemas de temple son integrados a las líneas de tratamientos térmicos y a las líneas automáticas. Diseñar un tanque para un solo tipo de piezas, rara vez es económicamente factible. Una de las metas principales del diseño es obtener flexibilidad en el sistema, sin afectar considerablemente el costo de la unidad.

El diseño de un tanque de temple, se basa primordialmente en factores tales como: los kilogramos de acero que se van a temprar por hora y el tamaño de las piezas, también su forma, peso, grosor, grado del acero y las propiedades que se necesitan. Un diseño basado sólo en los kilogramos por hora, puede traer malos cálculos y resultados inaceptables.

A continuación se dan algunas sugerencias prácticas para el diseño de tanques de temple.

- El tiempo necesario para la terminación del temple de la pieza tratada se medirá, y la tolerancia se hará para este ciclo, cuando la estimación del tiempo o capacidad de trabajo del tanque ha sido determinada. Cuando este factor es considerado, y es determinado el mecanismo que proporciona la técnica de temple deseada, en el tamaño del re---

cinto del tanque de trabajo. Este volumen del medio de temple es usado para otros cálculos, concernientes al equipo y la selección del tamaño; por ejemplo, el volumen del medio de temple influye en la selección del tamaño del enfriador, y si es necesario un suministro para el tanque.

- Será proporcionado el espacio adecuado alrededor de la pieza de trabajo, para que obtenga el beneficio total de la circulación, y la máxima absorción de calor del medio.
- Lo más, es la dificultad de un control de distorsión causada por los esfuerzos térmicos cuando se temple. Por consiguiente, la pieza de trabajo, no será mutilada o deformada por permitir la caída sobre la cascada; transportar suficientemente la pieza, hasta que ha tenido lugar la formación de una dura corteza que protegerá la pieza. De otra forma, si la pieza es grande y con una maquinación áspera, de modo que la deformación en el manipuleo no sea seria, no tendrá importancia la prematura destrucción de la cascada o mecanismo transportador.
- El tanque será accesible, y tendrá facilidad para hacerle mantenimiento y limpieza.
- Deberá proporcionarse una ventilación adecuada, para proteger al trabajador de los vapores y mejorar las condiciones de trabajo.
- Si el medio de enfriamiento es aceite, se proporcionará protección contra incendios.

Temple con matrices frías.

Discos delgados, varillas esbeltas y largas y otras piezas delicadas, que se distorsionan excesivamente cuando son templadas en medios convencionales, a menudo pueden ser templadas en matrices frías con una distorsión mínima. Cuando se usan matrices enfriadas por agua de una aleación berilio-cobre, tenemos una velocidad de enfriamiento muy aproximada a

la que se obtiene en un temple por agua. El temple en matrices frías se limita a piezas con una superficie grande, y una masa relativamente pequeña.

Sistemas de enfriamiento.

En un proceso de temple en un medio dado, el calor es removido de las piezas de trabajo, y a no ser que se proporcione un sistema de enfriamiento, aumentará la temperatura del medio de temple. Unos resultados uniformes en el proceso de temple, dependen en parte del control de la temperatura del medio. Por consiguiente, enfriadores (y algunas veces calentadores) son requeridos para llevar a cabo el control deseado de temperatura. Un típico sistema de enfriamiento de aceite es mostrado en la figura 5.20.

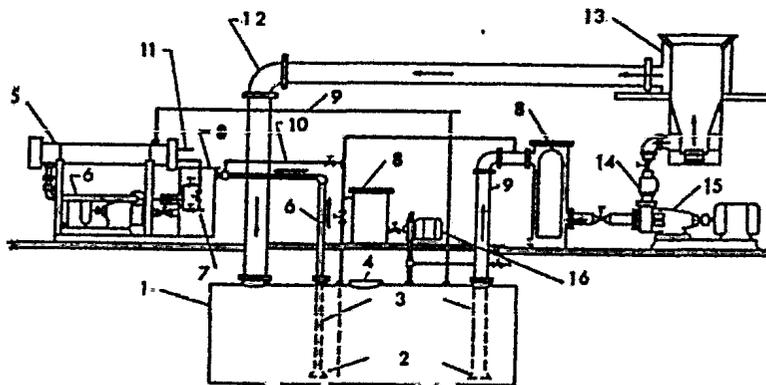


Figura 5.20 - Sistema de enfriamiento con aceite con tanque de almacenamiento.

- | | |
|-------------------------------|--|
| 1 = Tanque de almacenamiento. | 10 = Línea primaria. |
| 2 = Válvulas de pie. | 11 = Salida de agua fría. |
| 3 = Tubo de succión. | 12 = Retorno de aceite caliente. |
| 4 = Caja de registro. | 13 = Distribuidor de líquido. |
| 5 = Enfriador de aceite. | 14 = Válvula check. |
| 6 = Aceite caliente. | 15 = Bomba de agitación. |
| 7 = Entrada de agua fría. | 16 = Bomba de desplazamiento positivo. |
| 8 = Filtro de aceite. | |
| 9 = Aceite frío. | |

Muchos tipos de intercambiadores de calor, se usan para el enfriamiento de los líquidos para temple, y cada uno ofrece ciertas ventajas. La velocidad de transferencia de calor de las unidades, dependen de la velocidad del medio de enfriamiento que pasa por ellas. Cuando la velocidad del medio de enfriamiento se incrementa, la velocidad de transferencia de calor también lo hace. Por tanto, la eficiencia de las unidades enfriadoras, dependen de una adecuada velocidad del flujo el cual depende de un adecuado bombeo.

El mantenimiento del equipo de enfriamiento, está relacionado con su diseño. Así, si la unidad de enfriamiento es capaz de mantener una uniforme temperatura en el aceite de temple, la posibilidad de que se ensucie es mínima. La facilidad de mantenimiento del equipo, siempre estará diseñada para una fácil limpieza.

Intercambiadores de calor de caparazón y tubos.

Son un tipo de enfriadores de aceite, que consisten en series de tubos de cobre o acero, encerrados en un caparazón de acero. Se usa como enfriante, el agua de las tuberías normal o agua de pozo. Con grandes cargas se puede usar una unidad de evaporación para conservar el agua.

En general, se usa el agua disponible cuando la carga total es menor de 910 Kg/hr. Por consiguiente, el uso de agua disponible, depende de los costos de consumo, en comparación con los costos de la instalación y operación de la unidad evaporadora. Normalmente, el evaporador, no proporciona el agua a una temperatura tan baja como la que se puede obtener del agua de un pozo o del suministro normal de la ciudad. Por lo tanto, se requieren normalmente grandes intercambiadores de calor.

Este intercambiador de calor, requiere muy poco mantenimiento. Si tiene un diseño adecuado, los tubos pueden ser re-

movidos fácilmente para su limpieza. El intercambiador de calor es flexible en sus aplicaciones, y puede ser diseñado para obrar de acuerdo con varias condiciones específicas de velocidad.

Costos de mantenimiento.

Están relacionados con el número de unidades mecánicas involucradas. Tales como las bombas, que son esenciales para la circulación del agua, algunos tipos de torres de enfriamiento ventiladores, usados para la circulación del aire y algunos otros aparatos.

Selección del sistema de enfriamiento.

Para seleccionar el óptimo sistema de enfriamiento en un circuito de temple, la máxima demanda de carga calorífica debe ser determinada con los siguientes datos:

- Peso del acero a templar durante un periodo específico.
- Calor específico del acero.
- Temperatura del acero cuando entra a templarse.
- Temperatura del acero cuando sale del temple.
- Temperatura del líquido de temple cuando entra al tanque de trabajo.
- Temperatura del líquido cuando sale del tanque.
- Características del medio de temple, tales como calor específico, gravedad específica, viscosidad, punto de ignición, punto de ebullición y punto de evaporación.

Con los datos anteriores, con un total conocimiento de los costos y con aceptables resultados, puede ser seleccionado un equipo adecuado.

Tanques de suministro o almacenamiento.

Para un endurecimiento uniforme y una mínima distorsión en el temple de hornada, la experiencia nos ha mostrado que el

aumento en la temperatura del medio de temple, se deberá mantener dentro de un angosto rango, comunmente de 5 °C. Esto requiere, un gran volumen de líquido de temple, que limite la temperatura instantánea dentro del tanque. Este volumen puede ser suministrado por un tanque auxiliar de almacenamiento. Además de proporcionar un suficiente líquido de temple, el tanque de almacenamiento es un medio económico de eslabonamiento de equipo, tales como bombas, enfriadores, calentadores y filtros, además de que proporciona un medio para el continuo reuso del medio de temple.

Diseño.

El diseño del tanque de almacenamiento, depende de los requerimientos y condiciones individuales. Fundamentalmente, el tanque sería del tipo cerrado y suficientemente grande para suministrar el líquido necesario, con capacidad para un control óptimo de temperatura aún con 3/4 de su capacidad. El tanque estaría equipado con una o varias cubiertas de registro y otras aberturas en la parte superior para las conexiones de dren al tanque de temple. Los extremos del tanque deben estar provistos con válvulas, para seleccionar las salidas y el suministro del líquido. Estos desagüaderos se harán conforme a la medida estandar de los tubos. Una mirilla y unas válvulas de dren, también se pondrían en el tanque.

Hay algunas ventajas cuando se instalan los tanques a un nivel superior, que el de un bien ventilado sótano, que tenga capacidad para casa de bombas, enfriadores, filtros y algún otro equipo requerido en grandes sistemas de temple. Esto permitirá la alimentación por gravedad del líquido de temple a las bombas, eliminando alguna posibilidad de pérdidas en el cebado de las bombas, y permite que el aislante del tanque, minimice las pérdidas, cuando se desee un mejor control de temperatura. Sin embargo, también hay ventajas en el uso de tanques subterráneos (notablemente, el ahorro de espacio).

El sistema de enfriamiento con aceite, mostrado en la figura 5.20 emplea, uno de éstos.

Calentadores.

Los tanques de almacenamiento que contienen agua o salmuera pueden ser calentados económicamente por vapor, tuberías de agua caliente o por tubos de irradiación insertados en el tanque. El rango óptimo de temperaturas para agua o salmuera almacenadas es de 13 a 25 °C. Cuando se usa vapor o agua caliente para el calentamiento de aceites, hay siempre el riesgo de contaminación, que cambiará las características de temple de éstos, causando espuma y creando peligro de una explosión.

Cuando se usa combustible en ignición en los tubos radiantes, éstos deben tener un quemado profundo dentro del tubo, así proporciona un trecho frío a una distancia considerable de la altura del líquido. Los productos de la combustión, pueden ser hechados por un respiradero. Para tanques con aceite, la temperatura preferida es de 50 a 70 °C dependiendo del tipo de aceite.

Calentadores eléctricos de inmersión son también usados para el calentamiento del aceite en los tanques de almacenamiento o de temple. La adecuada selección de entre el calentador eléctrico y el de "tubos radiantes", es un asunto de economía y conveniencia.

Bombas.

Las razones por las que se instalan las bombas, son primordialmente algunas o ambas de las siguientes:

- Cuando es necesario mantener un flujo específico del fluido de temple que va al intercambiador de calor; normalmente este es un flujo continuo, y necesita solamente estar lo bastante para compensar la transferencia de calor.

- Cuando la agitación es necesaria en el tanque de temple; muy a menudo se instala una segunda bomba para éste propósito.

Las bombas centrífugas son usadas dondequiera que sea posible, porque el desgaste es mínimo, y el costo inicial es bajo. Sin embargo, cuando se emplea un tanque de almacenamiento, regularmente es necesario subir el aceite desde éste al tanque de temple.

Ya que una bomba centrífuga no es autocebante, se acostumbra instalar una pequeña bomba de desplazamiento positivo, para cebar la bomba centrífuga cuando sea necesario. Porque una bomba de funcionamiento continuo, regularmente es pequeña ésta a menudo es una bomba de desplazamiento positivo, y es usada igualmente para la circulación continua cuando es necesaria, como para el cebado de la bomba centrífuga que se usa en la agitación.

Para la instalación de las válvulas, es regularmente factible, conectar la bomba de tal manera que pueda ser usada para el vaciado o llenado del tanque de temple. Las válvulas se instalarán para simplificar la reparación de las bombas.

Las bombas centrífugas no están diseñadas para operar a una gran altura de succión, por tanto, estarán instaladas cerca del suministro si es posible. Una consideración estaría dada por la resistencia que presenta el sistema de tuberías al paso del flujo, de modo que la bomba misma pueda ser propiamente dimensionada. Si la resistencia de la tubería es considerablemente más baja que la supuesta, es probable que llegue a sobrecargarse el motor de la bomba,

Condicionamiento mecánico de los aceites de temple.

El acondicionamiento mecánico de los aceites de temple, involucra la remoción de los siguientes contaminantes:

- Escamas (cortezas o costras).
- Materiales carbonosos, los cuales pueden ser;
 - (a) productos de la oxidación del aceite, o
 - (b) precipitación de carbono, encontrado en las instalaciones con atmósfera protectora.
- Algunos sólidos insolubles, tales como arena.
- Componentes solubles, como el dióxido de carbono.

Estos contaminantes, pueden ser removidos por filtrado, evaporación y drenado. Los sólidos se pueden remover mejor, con apropiados filtros en los tubos de paso, la selección de los medios de filtrado es importante. Los medios de filtrado más comunmente usados son el de bolsa de hilaza, de mineral-lona, o tipos de celulosa que pueden ser reemplazados, después de que su capacidad de filtrado ha sido extenuada. Los filtros de arcilla son más caros que los tipos antes dichos, pero éstos pueden ser usados después de que se han extenuado, con una aceptable regeneración; sin embargo, la regeneración no removerá escamas o arena.

Los medios de arcilla serán cuidadosamente seleccionados, cuando se vayan a filtrar aceites de temple rápido, ya que es posible que se remueva el aditivo junto con los materiales carbonosos no deseables.

Los contaminantes del agua, pueden ser removidos con un filtrado o un centrifugado, pero éstos métodos son caros y raramente usados. Regularmente, los granos en el agua, son removidos por un drenado, y las suspensiones que tenga se quitan por calentamiento; el dióxido de carbono es removido por calentamiento.

EL PENSAMIENTO ES LA PRIMERA FACULTAD DEL HOMBRE,
LA EXPRESION UNO DE LOS PRIMEROS ATRIBUTOS,
Y PUBLICARLO SU MAS ESTIMABLE LIBERTAD.

CONDILLAC.

troostita más sorbita, etc., según vaya descendiendo la velocidad de enfriamiento. Dicho más correctamente tenemos martenita más perlita cuya finura disminuye con la velocidad de enfriamiento (puede haber también algo de bainita).

Velocidad crítica y velocidad de enfriamiento

Esto debe ser bien comprendido pues en ello radican las condiciones para lograr un buen temple.

En primer lugar no debemos confundir velocidad crítica de temple con velocidad de enfriamiento.

Velocidad crítica de temple (V_c) es la velocidad mínima con que hay que enfriar cada punto de una pieza de acero desde su temperatura crítica para lograr una estructura martensítica.

Velocidad de enfriamiento (V_e) es la velocidad con que se enfría cada punto de una pieza de acero desde su temperatura crítica cuando se la sumerge en un medio de severidad H .

Para una misma pieza la velocidad crítica de temple es la misma en todos los puntos, pues depende de la composición química y del tamaño de grano. Es una característica del acero.

$$V_c = f(Cq, g) \quad (14)$$

No depende de la sección.

La velocidad de enfriamiento en un punto en cambio depende del medio de enfriamiento H y de la sección de la pieza (D) y para el mismo diámetro, depende de la distancia a la superficie o al centro (r_1 = distancia del punto al centro del redondo). Luego:

$$V_{e_i} = f(H, D, r_1) \quad (15)$$

Esta fórmula nos dice que la velocidad de enfriamiento en un punto i depende de la severidad H , del diámetro D y de su

distancia al centro o eje, r_1 ¿De qué manera?

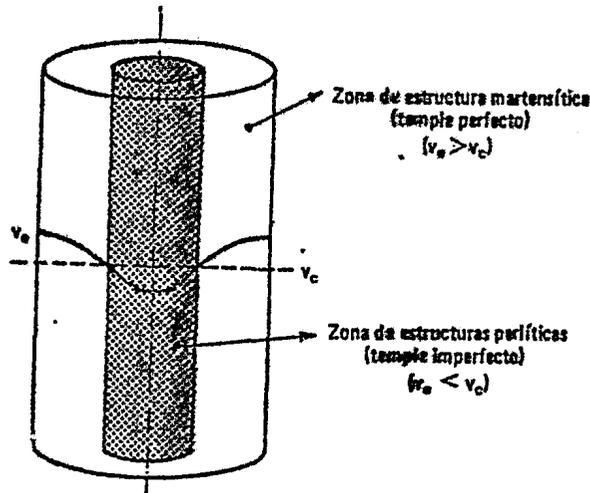


Fig. 6.2 - Zonas de temple perfecto y de temple imperfecto.

Si aumentamos la severidad, para un mismo redondo aumentamos la velocidad de enfriamiento a través de la superficie y por ende, la de todos los puntos interiores.

Si consideramos un redondo de suficiente longitud como para despreciar el enfriamiento por las bases, la relación superficie volumen será:

$$\frac{S}{V} = \frac{\pi \cdot D \cdot h}{\pi \cdot (D^2/4) \cdot h} = \frac{4}{D} \quad (16)$$

Esta fórmula nos dice que al aumentar el D disminuye la relación superficie a volumen. Es decir que hay menos superficie para disipar más calor (mayor volumen \rightarrow mayor masa). Luego la velocidad de enfriamiento en un punto distanciado r_1 del eje es inversamente proporcional al D de la pieza.

$$Ve_i \propto (1/D)_{H,r_i} \quad (17)$$

La proporcionalidad de Ve_i con r_i es inmediata. Cuanto más cerca del centro está el punto (r_i), menor será su velocidad de enfriamiento.

$$Ve_i \propto (r_i)_{D,H} \quad (18)$$

La Ve_i no depende del acero, pues según ya vimos, todas las piezas de igual forma y tamaño y de distintos aceros se enfrían prácticamente con igual velocidad en sus puntos homólogos y en el mismo medio.

Esta suposición como se desprende de las curvas de la figura 6.3, no es rigurosamente exacta pero simplifica enormemente los cálculos.

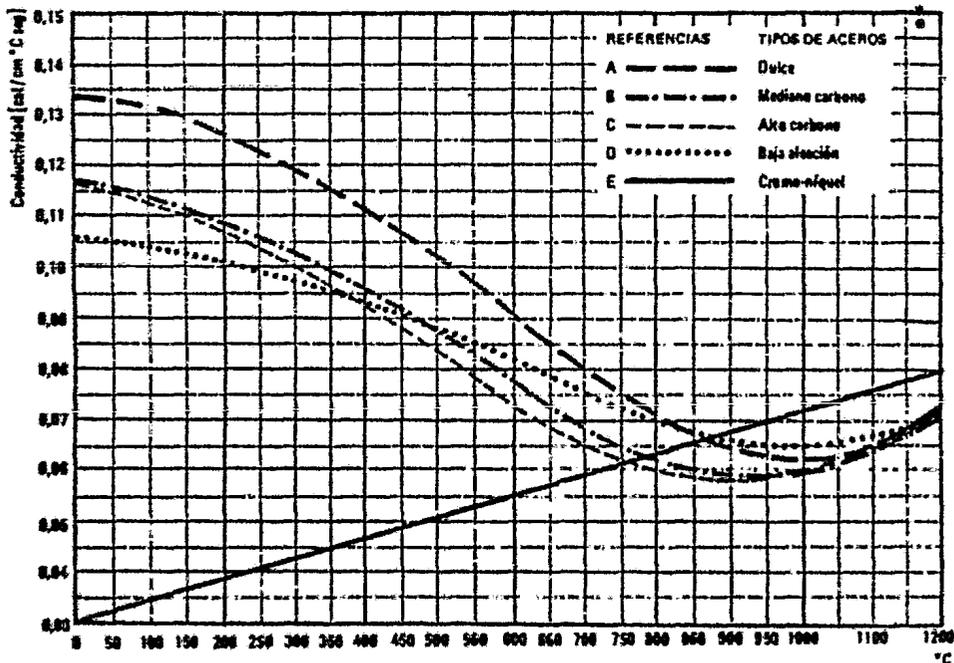


Fig. 6.3 - Curvas de conductividad térmica de aceros.

Para fijar aún más estos conceptos enfoquemos el problema al revés; veamos que parámetros intervienen en el temple y qué determinan cada uno de ellos:

PARAMETRO	DETERMINA
Composición química (Cq) Tamaño de grano (g)	Vc
Severidad de temple (H) Sección de la pieza (ϕ o D)	Ve y ΔVe

Concepto de templabilidad

Ahora bien, en la práctica ¿en qué se traduce ese gradiente de velocidades de enfriamiento (ΔVe) desde la superficie hacia el núcleo?

Si nos referimos a la figura 6.1 vemos que a partir de una velocidad igual a la velocidad crítica de temple y con velocidades de enfriamiento decrecientes se obtienen correspondientemente estructuras con durezas también decrecientes.

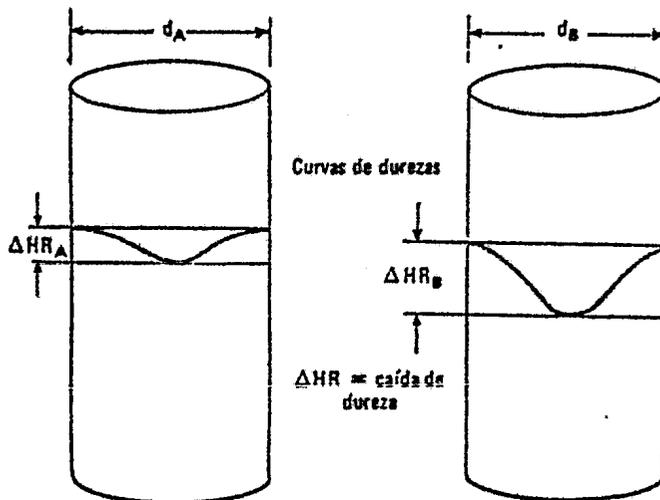
Quiere decir que el gradiente de velocidades se traduce en un gradiente de durezas del mismo sentido; a menor velocidad de enfriamiento, menor dureza.

Esta distribución de durezas en la sección de una pieza templada es lo que llamamos "templabilidad". Definimos pues templabilidad de un acero como "la propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza inducida en el temple".

Más gráficamente podemos decir que la templabilidad es la "penetración" de la dureza cuando se temple el acero. Puesto

que con la dureza después del temple sabemos si hemos logrado la estructura correcta, es indudable que la templabilidad es el factor más importante para la selección de los aceros que se van a usar en piezas tratadas térmicamente.

Dados dos aceros de distinta composición en barras de igual diámetro y enfriadas en el mismo medio (H), decimos que tiene mayor templabilidad acuéél en el cual la dureza penetra más profundamente (o "cae menos hacia el centro), figura 6.4



- H igual para ambos redondos
- $d_A = d_B$
- Acero A \neq Acero B
- Si $\Delta HR_A < \Delta HR_B$, decimos que:

El acero A tiene mayor templabilidad que el B

Fig. 6.4 - Comparación de la templabilidad de aceros de distinta composición.

La dureza en un punto no es sólo función de la velocidad de enfriamiento, sino también de la velocidad crítica del acero. Ello se ve directamente en la figura 6.4.

Por tratarse de redondos iguales la velocidad de enfria---

miento en el centro es la misma para ambos. Sin embargo la dureza no resulta igual ¿Por qué?. Si recurrimos a la figura 6.1 vemos que al cambiar el acero lo que hacemos es desplazar V_c a la derecha o a la izquierda y con ello el máximo de la curva de durezas. Consecuentemente cambiarán las durezas que se obtienen para $V_e < V_c$. Por otra parte cambia también la dureza en el máximo pues vimos en la figura 3.9, que la dureza de la martensita es función de la composición química (fundamentalmente del % C) o sea de los mismos parámetros que la V_c . Luego:

$$HR_1 = \delta(V_{e1}, V_c) \quad (19)$$

Con todas estas consideraciones estamos en condiciones de evaluar de qué parámetros depende la templabilidad y cómo influyen cualitativamente.

Si templabilidad \equiv distribución de durezas (HR_1).

$$HR_1 = \delta(V_{e1}, V_c)$$

Pero por (14) y (15).

$$HR_1 = \delta(H, D, r_1, C_q, g) \quad (20)$$

Mejorar la templabilidad significa evitar la caída de durezas hacia el centro ($r_1 \rightarrow 0$) y ello a su vez consiste en mantener HR_1 lo más alto posible en cada r_1 . Según (20) vemos que ello se logra, a igualdad de las otras condiciones.

- aumentando la severidad de temple (H)
- disminuyendo el diámetro (Formula 17)
- aumentando el % de C y elementos aleantes del acero
- aumentando el tamaño de grano.

Veamos ahora cómo podemos "medir" o expresar la templabilidad de un acero.

Una forma práctica sería la ya vista en la figura 6.1. Siendo la templabilidad una distribución de durezas en la sección de la pieza tomamos por ejemplo un redondo templado; cortamos un disco de aproximadamente 1 cm de espesor y luego tomamos sobre ambas caras durezas a lo largo de dos diámetros perpendiculares y a intervalos regulares (por ejemplo cada 2 mm). Promediamos los valores correspondientes a los puntos homólogos ($= r_i$) y los graficamos en un sistema de ejes donde en las abscisas representamos los r_i y en ordenadas las HR_i .

Obtenemos la curva de distribución de durezas (Fig. 6.5).

Por la forma que tienen las curvas así trazadas, reciben el nombre de curvas U.

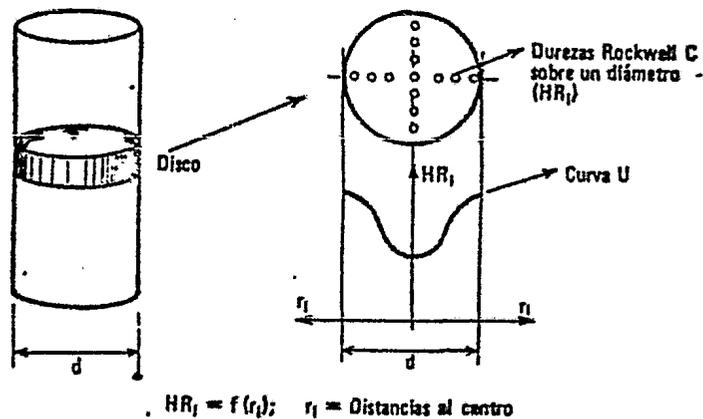


Fig. 6.5 - Curva de distribución de durezas.

La figura 6.6 muestra las curvas U de distintos diámetros de 3 aceros templados en agua y en aceite. Los aceros tienen el mismo % de C aunque distinta aleación.

Analizando las curvas podemos verificar las conclusiones de la fórmula (20).

Vamos a agregar dos observaciones importantes:

- 1) Para un mismo diámetro la caída de durezas es mayor cuanto mayor sea la severidad de temple: o sea para

$$H_{\text{agua}} > H_{\text{aceite}},$$

igual D e igual acero es:

$$\Delta HR_i(\text{agua}) > \Delta HR_i(\text{aceite}) \quad (21)$$

No obstante para los puntos homólogos ($= r_i$)

$$HR_i(\text{agua}) > HR_i(\text{aceite}) \quad (=D \text{ e } =\text{acero}) \quad (22)$$

- 2) Si la curva U queda por encima de la recta de dureza que corresponde al 50% de martensita para el % de C de ese acero, significa que la sección que corresponde a ese diámetro ha templado correctamente.

Si la curva queda debajo significa que ni en la superficie tenemos 50% de martensita.

Si la recta corta a la curva U la proyección de los puntos de corte sobre el eje de abscisas nos da la profundidad del temple correcto y el diámetro del núcleo con menos de 50% de martensita (ver figura 6.2).

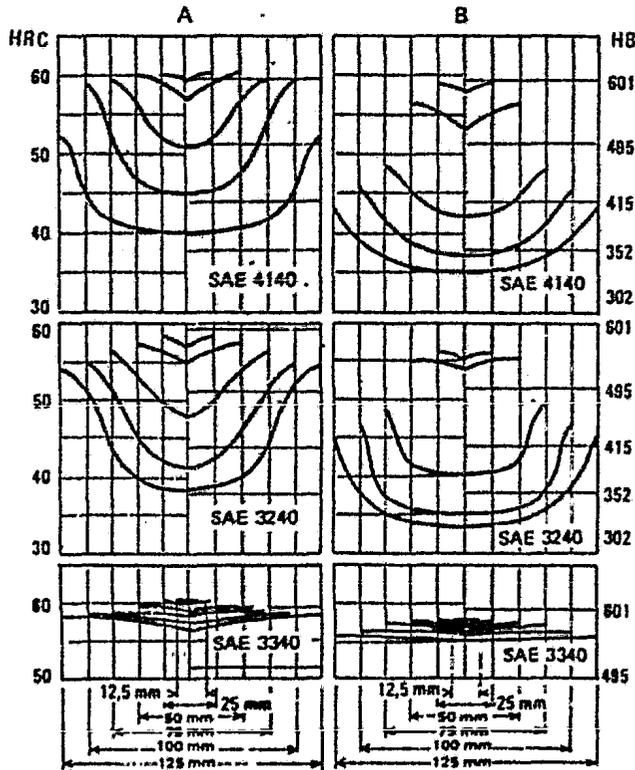
Este método proporciona como vemos gran información pero no cubre todas las necesidades.

Para ser suficiente deberíamos disponer, para cada tipo de acero de un gran número de curvas. Dado el ámbito de composiciones que abarca todo tipo de acero necesitaríamos por lo menos un conjunto de 6 curvas U de diámetros distintos: 3 para la composición en sus valores mínimos y 3 para la composición en sus valores máximos. Además para cada composición necesitamos el conjunto de curvas para diversas severidades de

temple (por lo menos 2: agua y aceite). En total

$$2 C_q \times 2H \times 6 D = 24 \text{ curvas U}$$

mínimas para cada acero. Siendo por ejemplo los aceros de la clasificación SAE, alrededor de 80 necesitaríamos casi 2000 curvas para disponer de una información aceptable. Esto haría sumamente engorrosa la búsqueda en los problemas de selección.



Curvas U de tres aceros aleados con igual contenido de carbono: (A) templados en agua (moderadamente agitada); (B) templados en aceite (moderadamente agitado)

SAE	COMPOSICION QUIMICA				
	C	Mn	Cr	Ni	Mo
4140	0,38/0,43	0,75/1,00	0,80/1,10	-	0,15/0,25
3240	0,35/0,45	0,30/0,60	0,90/1,25	1,50/2,00	-
3340	0,35/0,45	0,30/0,60	1,25/1,75	3,25/3,75	-

LA EDUCACION NOS INCULCA DESDE EL NACIMIENTO UN
REPERTORIO DE EMOCIONES YA HECHAS; NO SOLO LO QUE
NOS ES PERMITIDO Y LO QUE NO NOS ES PERMITIDO SENTIR,
SINO LA MANERA COMO SE HAN DE SENTIR LAS POCAS
EMOCIONES QUE NOS SON PERMITIDAS.

D. H. LAWRENCE.

7. La curva de Jominy

El ensayo de Jominy

El ensayo de Jominy ha adquirido a partir de 1940, una divulgación extraordinaria debido principalmente a que los datos que se obtienen en el mismo, han facilitado notablemente el conocimiento de ciertas propiedades de los aceros y además servido también, para aclarar algunas dudas que existen sobre la utilidad de determinados elementos de aleación y sobre la eficacia de ciertas combinaciones de elementos aleados.

Hasta hace pocos años la selección de los aceros especiales, se hacía casi siempre de acuerdo con la composición química, a pesar de que se sabía, que con frecuencia discrepaban mucho, los resultados que se obtenían con aceros del mismo análisis, que además cumplían las especificaciones de composición normalmente establecidas. Sin embargo, a pesar de estas irregularidades, el sistema se seguía utilizando, porque en general es más fácil hacer el análisis químico de un acero que determinar sus propiedades mecánicas en diferentes espesores, que era lo que verdaderamente interesaba al consumidor, y estas determinaciones se hacían muy rara vez por ser muy lentas y costosas, ya que exigían templar diferentes perfiles en agua, aceite o al aire, revenirlos a diversas temperaturas, mecanizar luego las probetas y hacer los ensayos mecánicos correspondientes.

Más recientemente, a medida que se fueron conociendo las propiedades de los aceros, ya no se consideraban tan decisivas las especificaciones de la composición química, y en cambio, se fué dando cada vez más importancia a otros factores, como el tamaño de grano, la templabilidad, etc.

Al necesitar los consumidores, aceros con características mecánicas cada vez más precisas, hubo que estrechar mucho más los límites de composición, siendo necesario exigir además en algunos casos, la cumplimentación de determinados equilibrios entre los elementos de aleación, señalándose por ejemplo, que cuando el carbono se encontraba en el límite superior de la especificación, el manganeso debía estar en el más bajo, o que los porcentajes de carbono y manganeso, no debían exceder de ciertos límites, etc. Con estas precauciones se consiguió más regularidad en las características de los aceros, pero para cumplir estas condiciones, se llegó a precios muy elevados, con notable perjuicio en la marcha de las acererías.

Ante estas dificultades, interesaba mucho disponer de algún ensayo sencillo que permitiera conocer rápidamente ciertas propiedades de los aceros, que sirviera para fijar condiciones de recepción y para ensayar de una forma sencilla los aceros que recibiría el consumidor.

El ensayo de Jominy ha resuelto algunas de estas dificultades que se presentaban para hacer esa selección.

Los resultados que se obtienen en este ensayo, dependen fundamentalmente de la velocidad crítica de temple del acero, cuyo valor viene reflejado en las curvas que se obtienen en cada caso. También señala las durezas máximas y mínimas que aproximadamente se pueden obtener en cada acero, la influencia de los diferentes elementos de aleación sobre la velocidad crítica de temple, y se puede medir la templabilidad y prever los resultados que se obtendrán templando en agua, aceite, etc., barras de diferentes espesores.

Además, el valor de este ensayo, aumenta, al haberse comprobado que muchas de las propiedades mecánicas ordinarias del acero, tales como la resistencia a la tracción, límite elástico, estriación y alargamiento, son función de la dureza del acero y ésta a su vez, es función de la microestruc-

tura (vease figura 1.1). Con los datos que se obtienen se llega a conocer las velocidades de enfriamiento que son necesarias para conseguir una dureza, una microestructura y un conjunto de características determinadas.

La orientación que actualmente se sigue por muchas acereras y consumidores, de señalar para determinadas clases de aceros, unas características de templeabilidad, con límites relativamente estrechos, parece que ha evitado muchos problemas en el aprovisionamiento de aceros especiales, y ha destacado la eficacia del ensayo de Jominy para su selección y calificación.

Este ensayo fué descrito por primera vez por: W. E. Jominy y A. L. Boegehold de los "Research Laboratories Division of the General Motor Company", de Detroit, en el trabajo "A Hardenability Test for Carburizing Steel", publicado en 1938 por la A.S.M.

Los gráficos que se obtienen en el ensayo, debidamente relacionados mediante otras curvas con: D_p , D_I , H , diámetros de redondos equivalentes (D_{eq}) etc., permiten obtener una abundante e importante información, muy útil para los problemas de selección de los aceros.

Esquemáticamente el ensayo consiste en enfriar una probeta normalizada (probeta de Jominy) en condiciones standard (equipo de Jominy) y obtener finalmente una curva de durezas que corresponde a las sucesivas velocidades de enfriamiento logradas a lo largo de la probeta (curva de Jominy).

Analicemos los tres aspectos del ensayo.

(a) Probeta de Jominy

El ensayo, que es muy empleado para aceros de menos de 0,60% de carbono, consiste en templear una probeta cilíndrica con las dimensiones que se indican en la figura 7.1, por me--

dio de un chorro de agua que enfría solamente la base inferior. La temperatura del agua será de 20 a 25 °C.

La probeta, presenta una pestaña en un extremo que sirve para sujetarla cuando se le coloca en el dispositivo.

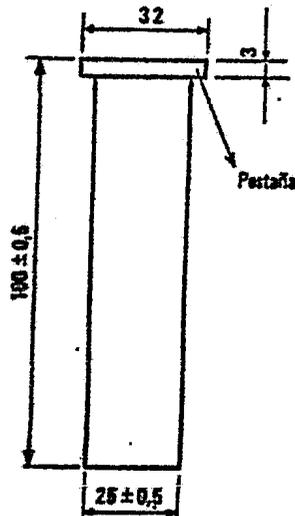


Fig. 7.1 - Probeta para el ensayo de Jominy.

Las probetas deben obtenerse de perfiles de más de 28 mm. de espesor, para que después del mecanizado quede eliminada cualquier capa superficial descarburada que pudiera existir. Antes de comenzar el mecanizado, se normaliza el material a una temperatura 80 °C más elevada que el punto A_{c3} , para regularizar las condiciones del ensayo.

En las normas respectivas (ISO, ASTM, SAE o IRAM) figuran los detalles de extracción, tratamiento térmico previo, mecanizado y cuidados en el calentamiento de la probeta.

El calentamiento para el temple se hace a una temperatura 60 °C más elevada que el punto A_{c3} , debiendo colocarse la pro

beta en el horno, dentro de un molde de grafito o de una caja con viruta de fundición, para evitar descarburaciones u oxidaciones superficiales. El acero debe permanecer a la temperatura de austenización treinta minutos aproximadamente.

(b) Equipo de Jominy

Es en esencia un dispositivo de enfriamiento que consta de un accesorio para sujetar la probeta y de un chorro de agua con un caudal y temperaturas constantes para un mismo ensayo y para todos los ensayos. Como se observa en la figura 7.2, el chorro de agua incide sobre la base de la probeta cilíndrica. Dadas las condiciones standarizadas del ensayo, siempre lograremos en esa base la misma velocidad de enfriamiento cualquiera sea el acero.

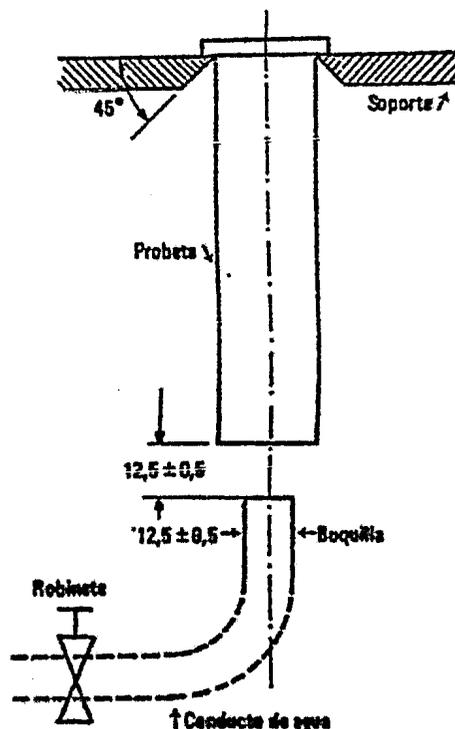


Fig. 7.2 - Dispositivo de enfriamiento para el ensayo de Jominy.

La colocación de la probeta en el aparato de enfriamiento, debe ser muy rápida para evitar que descienda demasiado la temperatura del acero antes de iniciarse el temple por la base, debiendo efectuarse esta operación en menos de 5 segundos. El enfriamiento con el chorro del agua se hará durante diez minutos, y luego se puede enfriar ya la probeta totalmente en agua o al aire, sin peligro de que se modifiquen los resultados.

Teniendo en cuenta lo que dijéramos anteriormente de que la conductividad de los aceros es prácticamente la misma, a distancias iguales del extremo tendremos siempre la misma velocidad de enfriamiento, cualquiera sea el acero. La figura 7.3 muestra el dispositivo en su conjunto y la tabla XIV nos

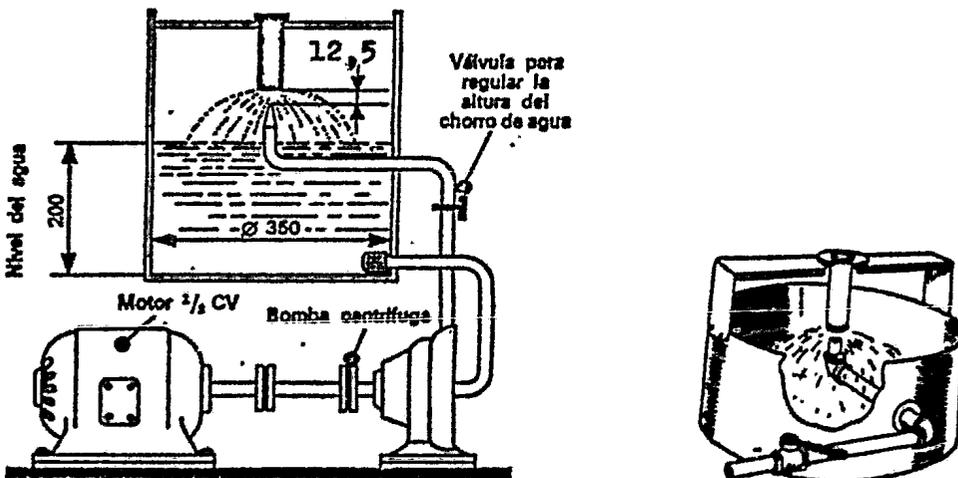


Fig. 7.3 - Vista de conjunto del dispositivo de Jominy.

da las velocidades de enfriamiento que se logran a las distintas distancias del extremo.

Distancia al extremo templado (pulgadas)	Velocidad de enfriamiento ($^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$ a 704°C)	Distancia al extremo templado (pulgadas)	Velocidad de enfriamiento ($^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$ a 704°C)
1/16	270,5	11/16	10,4
1/8	167,7	3/4	8,6
3/16	106,7	13/16	7,3
1/4	67,8	7/8	6,4
5/16	41,1	15/16	5,6
3/8	29,4	1	5,1
7/16	21,7	1 1/4	3,4
1/2	16,7	1 1/2	2,4
9/16	14,0	1 3/4	1,7
5/8	11,4	2	1,5

Tabla XIV: Velocidades de enfriamiento en el ensayo Jominy a distintas distancias del extremo templado de la probeta normal.

Previo a la colocación de la probeta se regula la altura del chorro (figura 7.4). Siendo el diámetro de salida (boquilla) constante y la altura también constante, cuando se coloca la probeta el caudal de enfriamiento será constante.

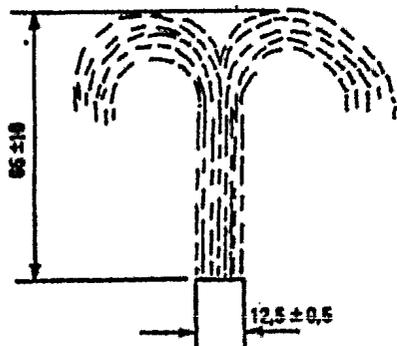


Fig. 7.4 - Regulación de la altura del chorro.

(c) Curva de Jominy

Una vez enfriada la probeta se rectifican dos generatrices opuestas (0,4 mm de profundidad), refrigerando adecuadamente para evitar la transformación de la estructura.

Sobre esas superficies aplanadas se toman durezas Rockwell "C" a intervalos iguales de distancia, a partir del extremo enfriado. Si los resultados se expresan en medidas inglesas el espaciado de las durezas es cada 1/16 de pulgada en un tramo de 2 pulgadas.

Si se expresan en el S.M.D., las dos primeras se toman a 1,5 mm, las 6 siguientes a 2 mm y las restantes a 5 mm hasta cubrir aproximadamente 50 mm.

Para estas determinaciones existen apoyos adecuados para la probeta en el durómetro que poseen desplazamiento micrométrico.

Para cada distancia al extremo obtenemos una dureza distinta que irá disminuyendo progresivamente con una intensidad que depende del acero de ensayo.

Si representamos ahora en un sistema de ejes las durezas (HR_j) obtenidas en función de su distancia al extremo de la probeta (d_j) obtendremos una curva que llamamos "curva de Jominy"

$$HR_{ji} = \delta_2 (d_{ji}, Ac) \quad (23)$$

donde:

HR_{ji} = dureza Rockwell "C" en el punto i de la probeta de Jominy.

d_{ji} = distancia del punto i al extremo en la probeta de Jominy.

La curva será distinta para cada acero (Ac), vease figuras

7.5 y 7.6 . La curva de Jominy nos muestra cómo cae la dureza de temple a medida que nos alejamos del extremo de la probeta. Es decir que de acuerdo con la definición de templabilidad, representa una forma de medirla (J).

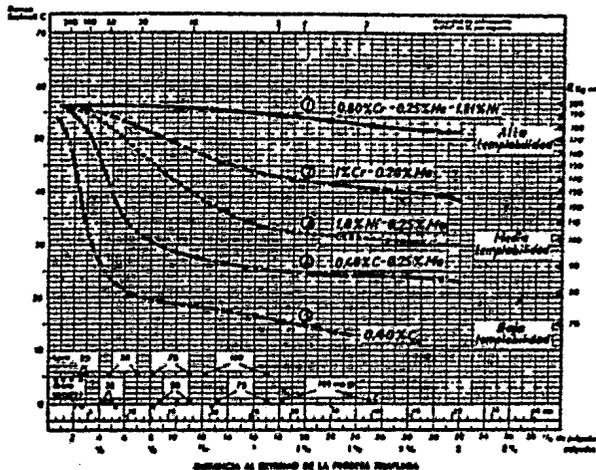


Fig. 7.5 - Curvas Jominy de varios aceros de 0,40% de carbono y diferentes elementos de aleación.

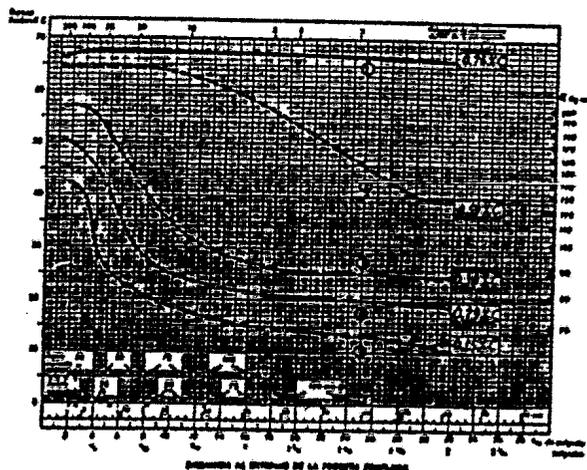


Fig. 7.6 - Curvas de Jominy de diversos aceros de diferente contenido en carbono y los mismos elementos de aleación.

Un acero tendrá tanto más templabilidad cuanto menor sea su caída de dureza en la curva de Jominy.

La figura 7.7. nos muestra gráficamente como se obtiene la curva de Jominy.

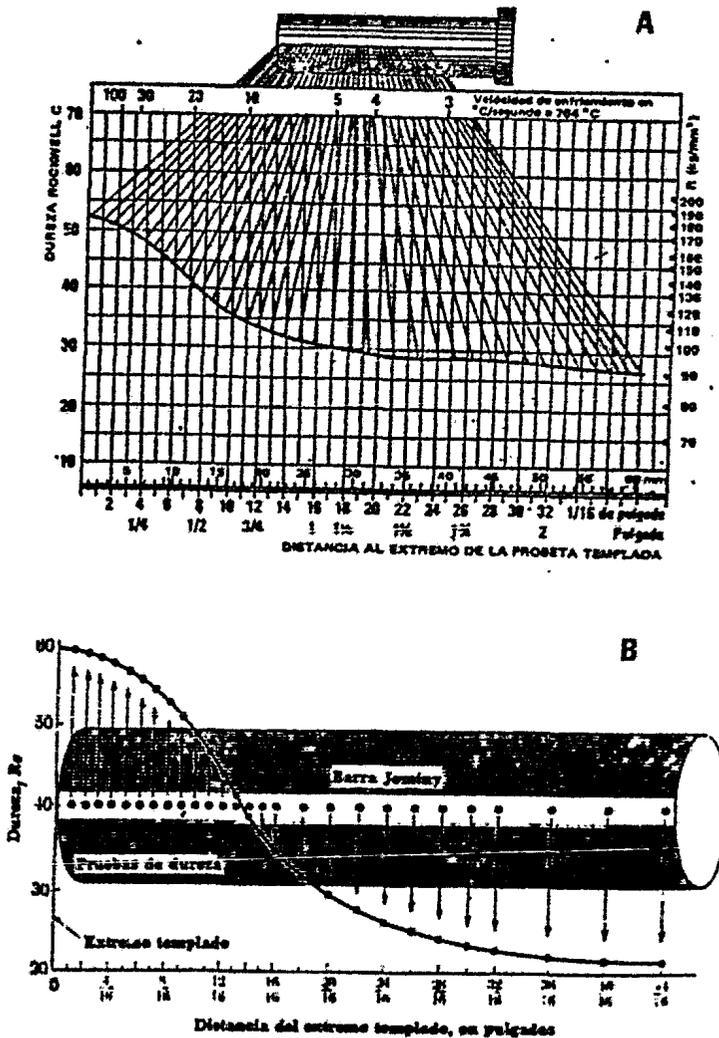


Figura 7.7 - Curva de Jominy para un acero.

La figura 7.8 tenemos las curvas de Jominy de 3 aceros; de su simple observación deducimos que :

$$J_C > J_A > J_B ,$$

donde J es la templabilidad Jominy.

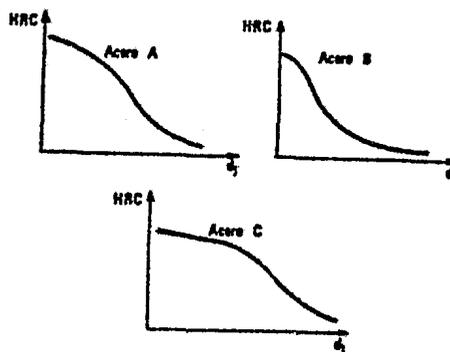


Fig. 7.8 - Curvas de Jominy de 3 aceros.

Teniendo en cuenta todas las consideraciones anteriores concluimos que:

La curva de Jominy es una propiedad del acero, es decir que depende de su composición química y del tamaño de grano.

Haciendo un análisis, tenemos:

Templabilidad Jominy (J) = curva de distribución de durezas (HR_j) en la probeta de Jominy.

$$HR_{ji} = \delta_1(Ve_{ji}, V_0) \quad (24)$$

$$Ve_{ji} = \delta_2(H, \phi_j, d_{ji}) \quad (25)$$

donde:

H = severidad de temple;

ϕ_j = forma de la probeta;

d_{ji} = distancia del punto i al extremo de la probeta;

$$V_c = \gamma(C_q, g) = \gamma(Ac)$$

Como en el ensayo de Jominy

H = constante, pues siempre enfriamos con igual caudal de agua a igual temperatura.

β_j = constante, pues la forma de la probeta está normalizada, resulta

$$V_{e_{ji}} = \delta_2(d_{ji}) \quad (26)$$

o sea que en la probeta de Jominy la velocidad de enfriamiento en un punto depende exclusivamente de su distancia al extremo.

Reemplazando (26) y (14) en (24) resulta

$$HR_{ji} = \delta_2(d_{ji}, Ac) \quad (27)$$

y como las d_{ji} son constantes para cualquier acero pues están normalizadas concluimos que:

$$(HR_j)_{d_j} = \delta_3(Ac) \quad (28)$$

Esto nos dice que la dureza en un punto d_{ji} de la probeta de Jominy depende exclusivamente del acero de que está hecha la probeta: "la curva de Jominy será en consecuencia función exclusiva del acero para las condiciones del ensayo".

Confiabilidad del ensayo de Jominy

Los trabajos realizados para el "Simposio de Templabilidad" organizado por el Iron and Steel Institute y publicado en el Special Report, N^o 36 (1946) han permitido establecer

Los parámetros dentro de los cuales el ensayo de Jominy es confiable. Resumiendo las conclusiones tenemos que, partiendo de un material homogéneo, la curva de templabilidad no es afectada por:

- 1^o Variaciones en la temperatura del agua de temple de 4 a 60 °C.
- 2^o Variaciones de la altura libre del chorro de 1 a 20 pulgadas (2,5 a 15,2 cm.) y del diámetro de la boquilla de 1/8 a 5/8 de pulgada.
- 3^o Si se aumenta la distancia de la probeta a la boquilla de 1/4 a 3/4 de pulgada.
- 4^o Si se reduce la longitud de la probeta a 3 pulgadas (76 mm. aproximadamente).
- 5^o Si se limita el enfriamiento del extremo de la probeta a 10' y luego se enfría completamente en agua.

Además:

- 6^o Ensayos de un mismo acero realizados en distintos laboratorios mostraron una variación máxima de $\pm 0,07$ pulgadas en términos de distancia al extremo para el d_{j1} donde la dureza cae rápidamente. También fueron despreciables errores producidos en la operación de rectificado y ensayo de dureza.
- 7^o Las curvas determinadas sobre barras diferentes provenientes del mismo lingote (por forja o laminado) y de un diámetro próximo al de la probeta de ensayo, no muestran apreciables diferencias.
- 8^o Las curvas determinadas sobre barras diferentes provenientes de distintos lingotes de la misma colada y de un diámetro próximo al de la probeta de ensayo no muestran apreciables diferencias.
- 9^o Las curvas determinadas en probetas obtenidas de diferentes partes de barras que tienen un diámetro muy superior al de la probeta muestran una variación significativa. En

general, la templabilidad del centro de la barra es inferior a la de la superficie. Esta variación no se explica completamente con la heterogeneidad química ni con la diferencia de tamaño de grano. La curva de templabilidad puede ser ligeramente afectada por la variación de la estructura del acero, antes del ensayo.

Bandas de templabilidad

La composición química de todos los aceros normalizados en cualquier país están acotadas dentro de valores máximos y mínimos de sus elementos componentes. Eso hace que para un mismo tipo de acero tengamos un número enorme de curvas de Jominy según todas las posibles combinaciones que resultan de los valores que pueden tomar dichos elementos dentro del ámbito de composición. No obstante, todas esas curvas estarán comprendidas entre una templabilidad máxima y otra mínima. Ambas determinan una banda dentro de la cual se hallarán las curvas que podamos obtener con todas las composiciones posibles de ese tipo de acero.

Debemos hacer notar que los límites de la banda no corresponden a las curvas de Jominy de los límites de composición química del acero. En la figura 7.9 se puede ver la diferencia.

Es decir que con las composiciones límites de un tipo de acero no podemos construir su "banda teórica".

Se estima que el 93% de las coladas fabricadas dentro de especificación química también cumplen los requerimientos de templabilidad o sea que sus curvas Jominy caen dentro de la banda del tipo de acero.

Las bandas se utilizan pues como especificaciones de recepción sustituyendo las especificaciones de composición química, insuficientes por sí solas en los problemas de aplicación

prácticas. En estos casos a la codificación del acero se le agrega la letra H que señala que el acero se ha fabricado para cumplir una cierta especificación de templeabilidad (H. Hardness).

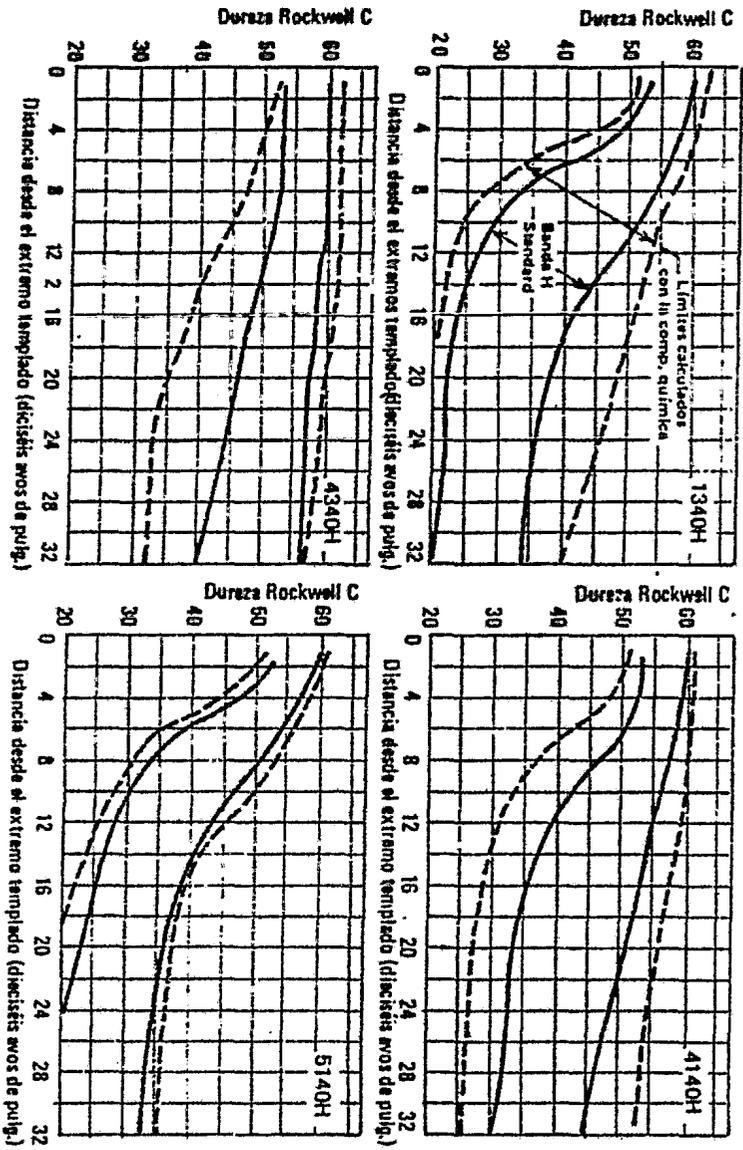


Fig. 7.9 - Bandas H Standard y límites calculados con la composición química para 4 aceros (Ref. 1).

En la figura 7.10 se consigna la forma en que esas bandas aparecen en el manual SAE pues ellas proporcionan una información importante en las aplicaciones que son de nuestro interés.

A la izquierda de la banda se incluye una tabla donde figuran las durezas máxima y mínima correspondiente a las distintas distancias al extremo de las probetas.

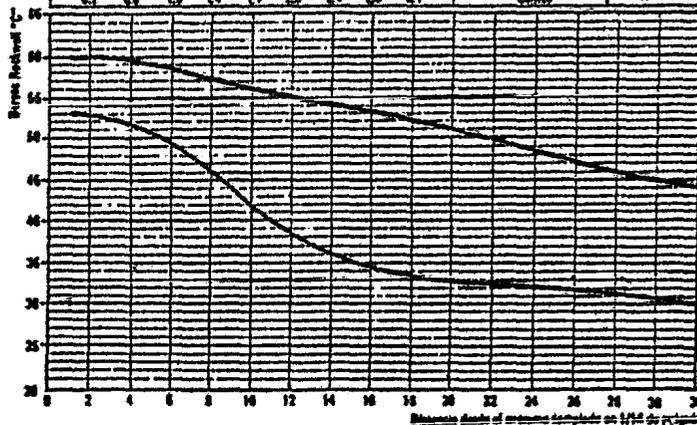
LÍMITES DE DUREZA PARA FINALIDADES DE ESPECIFICACION

Distancia "J" en 16 avos de pulgada	4140 H	
	MAX.	MIN.
1	60	53
2	60	53
3	60	52
4	59	51
5	59	51
6	58	50
7	58	48
8	57	47
9	57	44
10	56	42
11	56	40
12	55	39
13	55	38
14	54	37
15	54	36
16	53	35
18	52	34
20	51	33
22	49	32
24	48	32
26	47	32
28	46	31
30	45	31
32	44	30

ESPECIFICACIONES:	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Gravac.
	.37	.45	.30			.75		.13	-	
	.44	1.10	.35			1.20		.21		

OBSERVACIONES:

DIAMETROS DE REDONDOS CON LA MISMA DUREZA	LUGAR DEL ENLAYO	TEMPLE
3.8	Superficie	AGUA
1.1 2.0 2.9 3.8 4.8 5.8 6.7	1/8 Radio	AGITADA
0.7 1.2 1.6 2.0 2.4 2.8 3.2 3.6 3.9	Centro	DE 1.0 1.5
0.8 1.0 1.3 1.6 1.9 2.1 2.4	Superficie	ACEITE
0.5 1.0 1.4 2.0 2.4 2.8 3.2 3.6 4.0	1/8 Radio	AGITADO
0.7 0.8 1.0 1.4 1.7 2.0 2.4 2.8 3.1	Centro	DE 0.5-0.6



Temperaturas para el tratamiento térmico, recomendadas por SAE:

Normalizar*: 870 °C

Austenizar: 840 °C

* Sólo para forjados o laminados.

Fig. 7.10 - Banda de templabilidad del acero SAE 4140 H.

Determinación de la curva Jominy en función de la composición y del tamaño de grano.

En 1942, M. A. Grossman, Director de Investigación de "Carnegie-Illinois Steel Corporation", dió a conocer un método para determinar la templabilidad de los aceros con una aproximación de un 10 a 15%, en función de la composición y del tamaño de grano.

En este procedimiento se determina primero la templabilidad base de cada acero, que depende en cada caso del contenido en carbono y del tamaño de grano, y luego se multiplica ese valor por diversos factores que dependen del contenido de cada uno de los elementos de aleación que tiene el acero que se estudia. Los resultados obtenidos al emplear ese método, son muy concordantes con los que se obtienen experimentalmente en los aceros ordinarios y de baja aleación de 0,30 a 0,50 por ciento de carbono; en cambio, al determinar la templabilidad de los aceros de 0,20 a 0,30% de carbono, se obtienen durezas muy elevadas, y para los aceros de alto contenido en carbono y para los de alta templabilidad, los resultados son poco exactos. Posteriormente y tomando como base ese trabajo, se han dado a conocer otros procedimientos para determinar la curva de Jominy de los aceros, en función de su composición y del tamaño de grano, en los que se comienza siempre por determinar primero el diámetro crítico ideal.

Uno de los procedimientos más prácticos, es el debido a Joseph Field, que se describe con un ejemplo a continuación.

La composición del acero cuya curva Jominy se quiere determinar, es la siguiente:

C = 0,40%	Mn = 0,80%	Si = 0,25%
Ni = 0,50%	Cr = 0,50%	Mo = 0,25%

y su tamaño de grano es 7.

Tabla: XV-a

C	tamaño de grano										Re/10 ³
	5	8	11	14	17	20	23	26	29	32	
0.01	0.0380	0.0340	0.0319	0.0300	1.033	1.007	1.004	1.0216	1.03	---	
0.02	0.0350	0.0310	0.0289	0.0270	1.047	1.014	1.007	1.0432	1.06	---	
0.03	0.0320	0.0280	0.0259	0.0240	1.100	1.021	1.011	1.0648	1.09	---	
0.04	0.0291	0.0251	0.0230	0.0211	1.153	1.028	1.015	1.0864	1.12	---	
0.05	0.0263	0.0223	0.0202	0.0183	1.167	1.036	1.018	1.1080	1.15	---	
0.06	0.0249	0.0209	0.0188	0.0169	1.200	1.042	1.022	1.1296	1.18	---	
0.07	0.0230	0.0190	0.0169	0.0150	1.233	1.048	1.026	1.1512	1.21	---	
0.08	0.1122	0.1029	0.0967	0.0888	1.267	1.056	1.029	1.1728	1.24	---	
0.09	0.1191	0.1090	0.1014	0.0941	1.300	1.063	1.032	1.1944	1.27	---	
0.10	0.1259	0.1153	0.1065	0.0986	1.333	1.070	1.034	1.2160	1.30	39.0	
0.11	0.1319	0.1217	0.1121	0.1041	1.367	1.077	1.040	1.2376	1.33	39.5	
0.12	0.1373	0.1268	0.1177	0.1088	1.400	1.084	1.044	1.2592	1.36	40.0	
0.13	0.1430	0.1320	0.1221	0.1137	1.433	1.091	1.047	1.2808	1.39	40.5	
0.14	0.1480	0.1366	0.1270	0.1175	1.467	1.096	1.051	1.3024	1.42	41.0	
0.15	0.1528	0.1413	0.1315	0.1212	1.500	1.105	1.056	1.3240	1.45	41.5	
0.16	0.1579	0.1460	0.1365	0.1260	1.533	1.112	1.058	1.3456	1.48	42.0	
0.17	0.1622	0.1500	0.1399	0.1287	1.567	1.119	1.062	1.3672	1.51	42.5	
0.18	0.1670	0.1532	0.1436	0.1322	1.600	1.126	1.064	1.3888	1.54	43.0	
0.19	0.1720	0.1563	0.1474	0.1361	1.633	1.133	1.068	1.4104	1.57	44.0	
0.20	0.1761	0.1603	0.1509	0.1400	1.667	1.140	1.073	1.4320	1.60	44.5	
0.21	0.1810	0.1662	0.1542	0.1436	1.700	1.147	1.077	1.4536	1.63	45.0	
0.22	0.1855	0.1701	0.1579	0.1462	1.733	1.154	1.080	1.4752	1.66	45.5	
0.23	0.1897	0.1741	0.1614	0.1489	1.767	1.161	1.084	1.4968	1.69	46.0	
0.24	0.1939	0.1780	0.1642	0.1528	1.800	1.168	1.088	1.5184	1.72	47.0	
0.25	0.1980	0.1820	0.1678	0.1560	1.833	1.175	1.091	1.5400	1.75	47.5	
0.26	0.2021	0.1857	0.1712	0.1583	1.867	1.182	1.095	1.5616	1.79	48.0	
0.27	0.2060	0.1891	0.1743	0.1619	1.900	1.189	1.098	1.5832	1.81	48.5	
0.28	0.2099	0.1923	0.1779	0.1642	1.933	1.196	1.102	1.6048	1.84	49.0	
0.29	0.2138	0.1960	0.1814	0.1672	1.967	1.203	1.106	1.6264	1.87	49.5	
0.30	0.2172	0.1991	0.1849	0.1700	2.000	1.210	1.109	1.6480	1.90	50.0	
0.31	0.2205	0.2022	0.1879	0.1733	2.033	1.217	1.113	1.6696	1.93	50.5	
0.32	0.2240	0.2060	0.1911	0.1760	2.067	1.224	1.117	1.6912	1.96	51.5	
0.33	0.2272	0.2088	0.1941	0.1790	2.100	1.231	1.120	1.7128	1.99	52.0	
0.34	0.2300	0.2120	0.1969	0.1819	2.133	1.238	1.124	1.7344	2.02	53.0	
0.35	0.2338	0.2154	0.2000	0.1848	2.167	1.245	1.128	1.7560	2.05	53.5	
0.36	0.2366	0.2181	0.2023	0.1880	2.200	1.252	1.131	1.7776	2.08	54.0	
0.37	0.2401	0.2214	0.2062	0.1900	2.233	1.259	1.136	1.7992	2.11	54.5	
0.38	0.2431	0.2241	0.2079	0.1922	2.267	1.266	1.139	1.8208	2.14	55.0	
0.39	0.2460	0.2273	0.2107	0.1960	2.300	1.273	1.142	1.8424	2.17	55.5	
0.40	0.2492	0.2300	0.2139	0.1976	2.333	1.280	1.146	1.8640	2.20	56.0	
0.41	0.2522	0.2331	0.2180	0.2000	2.367	1.287	1.150	1.8856	2.23	56.5	
0.42	0.2560	0.2360	0.2181	0.2021	2.400	1.294	1.152	1.9072	2.26	57.0	
0.43	0.2584	0.2390	0.2209	0.2042	2.433	1.301	1.157	1.9288	2.29	58.0	
0.44	0.2618	0.2430	0.2223	0.2065	2.467	1.308	1.160	1.9504	2.32	58.5	
0.45	0.2642	0.2460	0.2250	0.2090	2.500	1.315	1.164	1.9720	2.35	59.0	
0.46	0.2672	0.2495	0.2280	0.2117	2.533	1.322	1.168	1.9936	2.38	60.0	
0.47	0.2701	0.2526	0.2301	0.2139	2.567	1.329	1.171	2.0152	2.41	60.5	
0.48	0.2733	0.2561	0.2335	0.2159	2.600	1.336	1.175	2.0368	2.44	61.0	
0.49	0.2762	0.2590	0.2362	0.2180	2.633	1.343	1.179	2.0584	2.47	61.5	
0.50	0.2800	0.2630	0.2390	0.2200	2.667	1.350	1.182	2.0800	2.50	62.0	
0.51	0.283	0.263	0.242	0.223	2.700	1.357	1.186	2.1016	2.53	62.5	
0.52	0.286	0.266	0.244	0.225	2.733	1.364	1.190	2.1232	2.56	63.0	
0.53	0.289	0.268	0.246	0.227	2.767	1.371	1.194	2.1448	2.59	63.5	
0.54	0.292	0.271	0.249	0.230	2.800	1.378	1.197	2.1664	2.62	64.0	
0.55	0.294	0.273	0.251	0.231	2.833	1.385	1.201	2.1880	2.65	64.0	

Tabla para determinar en función de la composición y del tamaño del grano de cada acero, su diámetro crítico ideal y la dureza que se alcanza en la probeta Jominy a 1/16 de la base.

Tabla: XV-b

C	tamaño de grano				Mn	Si	Ni	Cr	Factor = %Ni x 3 + 100	K ₁ /10 ⁴
	#1	#2	#3	#4						
0.56	0.297	0.275	0.285	0.253	2.967	1.392	1.204	2.2096	100	64.0
0.57	0.300	0.277	0.266	0.235	2.900	1.389	1.208	2.2312	100	64.2
0.58	0.303	0.280	0.268	0.237	2.833	1.406	1.212	2.2628	100	64.5
0.59	0.306	0.282	0.280	0.238	2.967	1.413	1.215	2.2744	100	64.5
0.60	0.308	0.284	0.282	0.241	3.000	1.429	1.219	2.2960	100	65.0
0.61	0.311	0.287	0.284	0.243	3.083	1.427	1.222	2.3176	100	65
0.62	0.314	0.288	0.287	0.245	3.067	1.434	1.226	2.3392	100	65
0.63	0.316	0.291	0.289	0.247	3.100	1.441	1.230	2.3608	100	65
0.64	0.319	0.293	0.271	0.249	3.133	1.448	1.233	2.3824	100	65
0.65	0.321	0.296	0.272	0.251	3.167	1.455	1.237	2.4040	100	65
0.66	0.324	0.297	0.275	0.253	3.200	1.462	1.241	2.4256	100	65
0.67	0.326	0.299	0.277	0.256	3.233	1.469	1.244	2.4472	100	65
0.68	0.328	0.301	0.279	0.257	3.267	1.476	1.248	2.4688	100	65
0.69	0.331	0.303	0.281	0.258	3.300	1.483	1.252	2.4904	100	65
0.70	0.334	0.304	0.283	0.260	3.333	1.490	1.256	2.5120	100	65
0.71	0.336	0.306	0.286	0.262	3.367	1.497	1.259	2.5336	100	65
0.72	0.338	0.310	0.287	0.264	3.400	1.504	1.262	2.5552	100	65
0.73	0.341	0.312	0.289	0.266	3.433	1.511	1.266	2.5768	100	65
0.74	0.342	0.314	0.291	0.268	3.467	1.518	1.270	2.5984	100	65
0.75	0.348	0.318	0.292	0.270	3.500	1.526	1.273	2.6200	100	65
0.76	0.348	0.319	0.296	0.271	3.533	1.532	1.276	2.6416	100	65
0.77	0.350	0.320	0.297	0.273	3.567	1.539	1.280	2.6632	100	65
0.78	0.352	0.322	0.299	0.275	3.600	1.546	1.284	2.6848	100	65
0.79	0.354	0.324	0.301	0.276	3.633	1.553	1.287	2.7064	100	65
0.80	0.356	0.326	0.303	0.278	3.667	1.560	1.291	2.7280	100	65
0.81	0.358	0.328	0.305	0.280	3.700	1.567	1.294	2.7496	100	65
0.82	0.360	0.330	0.307	0.282	3.733	1.574	1.298	2.7712	100	65
0.83	0.362	0.332	0.309	0.284	3.767	1.581	1.301	2.7928	100	65
0.84	0.364	0.334	0.310	0.286	3.800	1.588	1.304	2.8144	100	65
0.85	0.366	0.336	0.312	0.287	3.833	1.596	1.308	2.8360	100	65
0.86	0.368	0.338	0.314	0.288	3.867	1.602	1.313	2.8576	100	65
0.87	0.370	0.340	0.316	0.291	3.900	1.609	1.317	2.8792	100	65
0.88	0.372	0.342	0.318	0.290	3.933	1.616	1.320	2.9008	100	65
0.89	0.374	0.344	0.319	0.294	3.967	1.623	1.324	2.9224	100	65
0.90	0.376	0.346	0.321	0.296	4.000	1.630	1.321	2.9440	100	65
0.91	---	---	---	---	4.033	1.637	1.321	2.9656	---	---
0.92	---	---	---	---	4.067	1.644	1.324	2.9872	---	---
0.93	---	---	---	---	4.100	1.651	1.328	3.0088	---	---
0.94	---	---	---	---	4.133	1.658	1.343	3.0304	---	---
0.95	---	---	---	---	4.167	1.666	1.346	3.0520	---	---
0.96	---	---	---	---	4.200	1.672	1.348	3.0736	---	---
0.97	---	---	---	---	4.233	1.679	1.352	3.0952	---	---
0.98	---	---	---	---	4.267	1.686	1.356	3.1168	---	---
0.99	---	---	---	---	4.300	1.693	1.360	3.1384	---	---
1.00	---	---	---	---	4.333	1.700	1.364	3.1600	---	---
1.01	---	---	---	---	4.367	1.707	1.367	3.1816	---	---
1.02	---	---	---	---	4.400	1.714	1.370	3.2032	---	---
1.03	---	---	---	---	4.433	1.721	1.375	3.2248	---	---
1.04	---	---	---	---	4.467	1.728	1.378	3.2464	---	---
1.05	---	---	---	---	4.500	1.736	1.382	3.2680	---	---
1.06	---	---	---	---	4.533	1.742	1.386	3.2896	---	---
1.07	---	---	---	---	4.567	1.749	1.390	3.3112	---	---
1.08	---	---	---	---	4.600	1.756	1.394	3.3328	---	---
1.09	---	---	---	---	4.633	1.763	1.398	3.3544	---	---
1.10	---	---	---	---	4.667	1.770	1.402	3.3760	---	---

Tabla: XV-c

C	tamaño de grano				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Fe-V/M
	#1	#2	#3	#4						
1.11	---	---	---	---	4.700	1.777	1.403	3.5976	---	---
1.12	---	---	---	---	4.733	1.784	1.406	3.4192	---	---
1.13	---	---	---	---	4.767	1.791	1.411	3.4468	---	---
1.14	---	---	---	---	4.800	1.798	1.414	3.4824	---	---
1.15	---	---	---	---	4.833	1.805	1.418	3.4840	---	---
1.16	---	---	---	---	4.867	1.812	1.422	3.5066	---	---
1.17	---	---	---	---	4.900	1.819	1.426	3.5272	---	---
1.18	---	---	---	---	4.933	1.825	1.429	3.5468	---	---
1.19	---	---	---	---	4.967	1.833	1.433	3.5704	---	---
1.20	---	---	---	---	5.000	1.840	1.437	3.5920	---	---
1.21	---	---	---	---	5.061	1.847	1.440	3.6196	---	---
1.22	---	---	---	---	5.102	1.854	1.444	3.6382	---	---
1.23	---	---	---	---	5.153	1.861	1.447	3.6668	---	---
1.24	---	---	---	---	5.204	1.868	1.450	3.6784	---	---
1.25	---	---	---	---	5.255	1.875	1.454	3.7000	---	---
1.26	---	---	---	---	5.306	1.882	1.458	3.7216	---	---
1.27	---	---	---	---	5.367	1.889	1.461	3.7432	---	---
1.28	---	---	---	---	5.408	1.896	1.465	3.7648	---	---
1.29	---	---	---	---	5.459	1.903	1.470	3.7864	---	---
1.30	---	---	---	---	5.510	1.910	1.473	3.8080	---	---
1.31	---	---	---	---	5.561	1.917	1.478	3.8296	---	---
1.32	---	---	---	---	5.612	1.924	1.481	3.8512	---	---
1.33	---	---	---	---	5.663	1.931	1.484	3.8728	---	---
1.34	---	---	---	---	5.714	1.938	1.487	3.8944	---	---
1.35	---	---	---	---	5.765	1.945	1.491	3.9160	---	---
1.36	---	---	---	---	5.816	1.952	1.495	3.9376	---	---
1.37	---	---	---	---	5.867	1.959	1.498	3.9592	---	---
1.38	---	---	---	---	5.918	1.966	1.501	3.9808	---	---
1.39	---	---	---	---	5.969	1.973	1.504	4.0024	---	---
1.40	---	---	---	---	6.020	1.980	1.508	4.0240	---	---
1.41	---	---	---	---	6.071	1.987	1.512	4.0456	---	---
1.42	---	---	---	---	6.122	1.994	1.517	4.0672	---	---
1.43	---	---	---	---	6.173	2.001	1.520	4.0888	---	---
1.44	---	---	---	---	6.224	2.008	1.523	4.1104	---	---
1.45	---	---	---	---	6.275	2.015	1.527	4.1320	---	---
1.46	---	---	---	---	6.326	2.022	1.531	4.1536	---	---
1.47	---	---	---	---	6.377	2.029	1.535	4.1752	---	---
1.48	---	---	---	---	6.428	2.036	1.538	4.1968	---	---
1.49	---	---	---	---	6.479	2.043	1.541	4.2174	---	---
1.50	---	---	---	---	6.530	2.050	1.545	4.2390	---	---
1.51	---	---	---	---	6.581	2.057	1.548	4.2616	---	---
1.52	---	---	---	---	6.632	2.064	1.552	4.2832	---	---
1.53	---	---	---	---	6.683	2.071	1.555	4.3048	---	---
1.54	---	---	---	---	6.734	2.078	1.558	4.3264	---	---
1.55	---	---	---	---	6.785	2.085	1.562	4.3480	---	---
1.56	---	---	---	---	6.836	2.092	1.577	4.3696	---	---
1.57	---	---	---	---	6.887	2.099	1.581	4.3912	---	---
1.58	---	---	---	---	6.938	2.106	1.584	4.4128	---	---
1.59	---	---	---	---	6.989	2.113	1.587	4.4344	---	---
1.60	---	---	---	---	7.040	2.120	1.590	4.4560	---	---
1.61	---	---	---	---	7.091	2.127	1.594	4.4776	---	---
1.62	---	---	---	---	7.142	2.134	1.598	4.4992	---	---
1.63	---	---	---	---	7.193	2.141	1.602	4.5208	---	---
1.64	---	---	---	---	7.244	2.148	1.605	4.5424	---	---
1.65	---	---	---	---	7.295	2.155	1.609	4.5640	---	---

Tabla: XV-d

C	tamaño de grano				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Ba/10 ⁴	
	#1	#2	#3	#4							
1.66	---	---	---	---	7.346	2.162	1.6220	4.5866	---	---	
1.67	---	---	---	---	7.397	2.169	1.6295	4.6072	---	---	
1.68	---	---	---	---	7.448	2.176	1.6310	4.6289	---	---	
1.69	---	---	---	---	7.499	2.183	1.6355	4.6504	---	---	
1.70	---	---	---	---	7.550	2.190	1.640	4.6720	---	---	
1.71	---	---	---	---	7.601	2.197	1.644	4.6936	---	---	
1.72	---	---	---	---	7.652	2.204	1.648	4.7152	---	---	
1.73	---	---	---	---	7.703	2.211	1.652	4.7368	---	---	
1.74	---	---	---	---	7.754	2.218	1.656	4.7584	---	---	
1.75	---	---	---	---	7.805	2.225	1.660	4.7800	---	---	
1.76	---	---	---	---	7.856	2.232	1.664	---	---	---	
1.77	---	---	---	---	7.907	2.239	1.668	---	---	---	
1.78	---	---	---	---	7.958	2.246	1.672	---	---	---	
1.79	---	---	---	---	8.009	2.253	1.676	---	---	---	
1.80	---	---	---	---	8.060	2.260	1.680	---	---	---	
1.81	---	---	---	---	8.111	2.267	1.687	---	---	---	
1.82	---	---	---	---	8.162	2.274	1.694	---	---	---	
1.83	---	---	---	---	8.213	2.281	1.701	---	---	---	
1.84	---	---	---	---	8.264	2.288	1.708	---	---	---	
1.85	---	---	---	---	8.315	2.295	1.715	---	---	---	
1.86	---	---	---	---	8.417	2.302	1.722	---	---	---	
1.87	---	---	---	---	8.468	2.309	1.729	---	---	---	
1.88	---	---	---	---	8.519	2.316	1.736	---	---	---	
1.89	---	---	---	---	8.570	2.323	1.743	---	---	---	
1.90	---	---	---	---	8.621	2.330	1.750	---	---	---	
1.91	---	---	---	---	8.672	2.337	1.7569	---	---	---	
1.92	---	---	---	---	8.723	2.344	1.7638	---	---	---	
1.93	---	---	---	---	8.774	2.351	1.7707	---	---	---	
1.94	---	---	---	---	8.825	2.358	1.7776	---	---	---	
1.95	---	---	---	---	8.876	2.364	1.7845	---	---	---	
1.96	---	---	---	---	---	2.372	1.7914	---	---	---	
1.97	---	---	---	---	---	2.379	1.7983	---	---	---	
1.98	---	---	---	---	---	2.386	1.7732	---	---	---	
1.99	---	---	---	---	---	2.393	1.7761	---	---	---	
2.00	---	---	---	---	---	2.400	1.7790	---	---	---	
2.01	1.7541	2.21	1.898	2.61	2.915	2.51	2.1896	2.51	2.3408	3.01	2.9775
2.02	1.7606	2.23	1.904	2.62	2.922	2.52	2.1720	2.52	2.3616	3.02	2.9790
2.03	1.7673	2.25	1.909	2.63	2.929	2.53	2.1906	2.53	2.3804	3.03	2.9825
2.04	1.7740	2.27	1.916	2.64	2.936	2.54	2.1899	2.54	2.3732	3.04	2.9860
2.05	1.8045	2.28	1.912	2.65	2.943	2.55	2.1975	2.55	2.3840	3.05	2.9875
2.06	1.8096	2.29	1.918	2.66	2.950	2.56	2.3000	2.56	2.3948	3.06	2.9900
2.07	1.8147	2.27	1.904	2.67	2.957	2.57	2.2145	2.57	2.4056	3.07	2.9925
2.08	1.8198	2.28	1.909	2.68	2.964	2.58	2.2230	2.58	2.4164	3.08	2.9960
2.09	1.8249	2.29	1.904	2.69	2.971	2.59	2.2315	2.59	2.4272	3.09	2.9975
2.10	1.8300	2.30	1.942	2.70	2.978	2.70	2.340	2.70	2.4380	3.10	2.97
2.11	1.8352	2.31	1.948	2.51	2.987	2.71	2.349	2.71	2.4487	---	---
2.12	1.8403	2.32	1.953	2.52	2.994	2.72	2.358	2.72	2.4594	3.11	2.995
2.13	1.8454	2.33	1.961	2.53	2.1011	2.73	2.367	2.73	2.4701	3.12	2.700
2.14	1.8505	2.34	1.968	2.54	2.1088	2.74	2.376	2.74	2.4808	3.13	2.722
2.15	1.8556	2.35	1.976	2.55	2.1165	2.75	2.386	2.75	2.4915	3.14	---
2.16	1.8607	2.36	1.983	2.56	2.1242	2.76	2.394	2.76	2.5022	3.15	2.735
2.17	1.8658	2.37	1.990	2.57	2.1319	2.77	2.398	2.77	2.5129	3.16	2.758
2.18	1.8714	2.38	1.998	2.58	2.1396	2.78	2.412	2.78	2.5236	3.17	2.761
2.19	1.8764	2.39	2.004	2.59	2.1473	2.79	2.421	2.79	2.5343	3.18	2.774
2.20	1.8815	2.40	2.000	2.60	2.1550	2.80	2.390	2.80	2.5450	3.19	2.787

La determinación se hace utilizando las tablas XV y XVI en la forma siguiente:

1^o En la tabla XV se halla el factor base correspondiente a 0,40% de carbono (1^a columna) y tamaño de grano 7 (4^a columna), cuyo valor es 0,2130.

2^o En la misma tabla XV podemos determinar los factores de multiplicación para los diversos elementos de aleación. Buscando el porcentaje de cada elemento en la primera columna y luego en cada una de las demás el factor correspondiente a cada elemento, hallamos los siguientes valores:

$$\text{Mn} = 3,667$$

$$\text{Si} = 1,175$$

$$\text{Ni} = 1,182$$

$$\text{Cr} = 2,080$$

$$\text{Mo} = 1,750$$

Tabla: XV-e

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	N	V	B	Al	Co	W	Th
0,20	2,80	3,32	2,900	3,44	3,164	2,96	---	3,62	---	3,90	---	---
0,21	2,815	3,33	2,905	3,45	3,169	2,97	---	3,63	---	3,91	---	---
0,22	2,830	3,34	2,910	3,46	3,174	2,98	---	3,64	---	3,92	---	---
0,23	2,845	3,35	2,915	3,47	3,179	2,99	---	3,65	---	3,93	---	---
0,24	2,860	3,36	2,920	3,48	3,184	3,00	---	3,66	---	3,94	---	---
0,25	2,875	3,37	2,925	3,49	3,189	3,01	---	3,67	---	3,95	---	---
0,26	2,890	3,38	2,930	3,50	3,194	3,02	---	3,68	---	3,96	---	---
0,27	2,905	3,39	2,935	3,51	---	3,03	---	3,69	---	---	---	---
0,28	2,920	3,40	2,940	3,52	---	3,04	---	3,70	---	---	---	---
0,29	2,935	3,41	2,945	3,53	---	3,05	---	3,71	---	---	---	---
0,30	2,950	3,42	2,950	3,54	---	3,06	---	3,72	---	---	---	---
0,31	2,965	3,43	2,955	3,55	---	3,07	---	3,73	---	---	---	---

3^o Multiplicando todos estos factores por 0,2130, que es el valor correspondiente a la templabilidad base para 0,40% de carbono y de tamaño de grano 7, encontramos para valor de diámetro crítico ideal:

$$\text{D.I.} = 0,2130 [(3,667)(1,175)(1,182)(2,080)(1,750)] = 3,95$$

Tabla: XVI-a

DI	$\frac{1}{2}$ "	$\frac{3}{4}$ "	$\frac{1}{2}$ "	1"	1 $\frac{1}{4}$ "	1 $\frac{1}{2}$ "	1 $\frac{3}{4}$ "	2"
1.50	1.50	2.345	2.88	3.26	3.53	3.71	3.89	4.07
1.55	1.45	2.27	2.82	3.17	3.45	3.62	3.79	3.96
1.60	1.41	2.185	2.735	3.08	3.36	3.53	3.70	3.85
1.65	1.37	2.12	2.665	3.015	3.285	3.45	3.60	3.725
1.70	1.35	2.055	2.60	2.94	3.20	3.36	3.50	3.615
1.75	1.33	2.00	2.53	2.875	3.125	3.275	3.42	3.52
1.80	1.305	1.945	2.46	2.81	3.05	3.195	3.33	3.42
1.85	1.29	1.90	2.405	2.75	2.975	3.12	3.25	3.33
1.90	1.27	1.855	2.345	2.69	2.91	3.05	3.175	3.255
1.95	1.255	1.815	2.295	2.625	2.85	2.985	3.11	3.19
2.00	1.235	1.78	2.24	2.56	2.78	2.92	3.04	3.125
2.05	1.225	1.745	2.195	2.51	2.73	2.87	2.975	3.065
2.10	1.21	1.71	2.15	2.465	2.685	2.815	2.92	3.01
2.15	1.20	1.685	2.105	2.42	2.64	2.765	2.87	2.96
2.20	1.185	1.66	2.06	2.38	2.595	2.715	2.82	2.91
2.25	1.175	1.635	2.025	2.34	2.56	2.675	2.775	2.865
2.30	1.165	1.615	1.99	2.305	2.53	2.635	2.735	2.825
2.35	1.16	1.595	1.955	2.27	2.485	2.60	2.695	2.78
2.40	1.145	1.575	1.92	2.235	2.445	2.565	2.66	2.74
2.45	1.14	1.555	1.89	2.20	2.415	2.53	2.625	2.705
2.50	1.13	1.535	1.86	2.165	2.39	2.50	2.59	2.67
2.60	1.115	1.50	1.81	2.10	2.325	2.44	2.53	2.60
2.70	1.10	1.47	1.77	2.04	2.27	2.38	2.47	2.54
2.80	1.09	1.445	1.73	1.995	2.215	2.325	2.415	2.48
2.90	1.08	1.415	1.695	1.945	2.165	2.275	2.365	2.425
3.00	1.07	1.39	1.66	1.905	2.11	2.225	2.31	2.365
3.10	1.06	1.365	1.63	1.87	2.07	2.175	2.26	2.315
3.20	1.055	1.345	1.595	1.83	2.025	2.13	2.215	2.265
3.30	1.05	1.325	1.57	1.80	1.98	2.085	2.17	2.22
3.40	1.045	1.30	1.54	1.76	1.94	2.04	2.125	2.17
3.50	1.04	1.28	1.51	1.73	1.895	2.00	2.085	2.125
3.60	1.035	1.26	1.485	1.695	1.86	1.965	2.04	2.085
3.70	1.03	1.245	1.46	1.665	1.82	1.915	2.00	2.04
3.80	1.03	1.225	1.435	1.635	1.785	1.875	1.965	2.00
3.90	1.025	1.21	1.41	1.605	1.75	1.84	1.915	1.96

Tabla para la determinación de los factores de dureza en diversos puntos de la probeta Jominy en función del diámetro crítico ideal.

4^o Para conocer los valores de dureza en cada uno de los puntos de la probeta de Jominy, se utiliza primero la misma tabla XV en la que hallaremos (primera y última columna), que la dureza que se obtiene a 1/16 de la base de la probeta templada con un contenido en carbono de 0,40%, es de 56 Rockwell "C". Luego utilizando la tabla XVI y buscando en la primera columna el diámetro crítico ideal D.I., que en nuestro caso es 3,95 y los 4 factores que se señalan en la tabla XVII.

Tabla: XVII

Distancia a la base templada									
1/16"	1/4"	1/2"	3/4"	1"	1 1/4"	1 1/2"	1 3/4"	2"	
Factores									
1	1,022	1,302	1,397	1,59	1,73	1,82	1,895	1,94	

Factores correspondientes a diversos puntos de la probeta Jominy en un acero de 3,95 de diámetro crítico ideal.

La dureza correspondiente a los diversos puntos, se halla dividiendo la dureza inicial que se obtiene en la base (56 Rockwell-C) por el factor correspondiente a cada punto, tabla XVIII.

Tabla: XVIII

Distancia a la base templada									
1/16"	1/4"	1/2"	3/4"	1"	1 1/4"	1 1/2"	1 3/4"	2"	
Durezas									
56	56	46,5	40	36,5	32,5	31	29,5	29	

Dureza que se obtiene en diversos puntos de la probeta Jominy en un acero como níquel molibdeno de C=0,40 %, tamaño de grano 7 y diámetro crítico ideal 3,95.

El procedimiento que se acaba de describir, lo mismo que el concebido por Grossman, aunque muy interesante porque da una idea muy aproximada de la templabilidad de los aceros, no es rigurosamente exacto. Las discrepancias entre los resultados que se obtienen de esta forma y los que se obtienen experimentalmente, provienen de que en éstos métodos, se considera que cada elemento aleado, tiene un efecto multiplicador fijo en la templabilidad, para cada porcentaje de elemento aleado, e independientemente del contenido en otros elementos de aleación. Debido precisamente a que no es constante este factor de multiplicación, para diversas combinaciones de composición, no son exactos los resultados que se obtienen, y aparecen algunas diferencias entre las templabilidades determinadas por este procedimiento y las reales o verdaderas.

A continuación veremos otro procedimiento, por el cual, también podemos obtener la curva de Jominy teóricamente.

Luego, la curva de Jominy se puede calcular teóricamente a partir del D.I. de un acero, el diámetro ideal a su vez se calcula también teóricamente conociendo su composición química y el tamaño de grano.

Este método teórico se basa en que ha sido posible determinar la influencia que separadamente ejercen el C y los distintos elementos de aleación, como así también el tamaño de grano. Esta influencia se expresa bajo la forma de "factores" cuyo producto da directamente el diámetro crítico ideal (D_I).

La tabla XIX se ha tomado de la Republic Steel Corp. y en lugar de los factores se han colocado logaritmos que llamamos para diferenciarlos "características de templabilidad". Esto como veremos simplifica el cálculo.

Para resolver el problema necesitamos conocer la composición química y el tamaño de grano. Entramos en la tabla XIX-A con el % de C ($\%$) y en la intersección con la columna corres-

TABLA** CALCULO TEORICO DEL DIAMETRO CRITICO IDEAL

A) Influencia del carbono y del tamaño de grano
(Características de la templeabilidad "base")

C %	Tamaño de grano				C %	Tamaño de grano			
	No. 5	No. 6	No. 7	No. 8		No. 5	No. 6	No. 7	No. 8
0.01	0.46	0.428	0.392	0.358	0.325
0.02	0.47	0.433	0.397	0.362	0.330
0.03	0.48	0.438	0.402	0.366	0.334
0.04	0.49	0.443	0.407	0.372	0.338
0.05	0.50	0.448	0.412	0.377	0.343
0.06	0.51	0.452	0.417	0.382	0.348
0.07	0.021	0.52	0.456	0.422	0.387	0.352
0.08	0.050	0.012	0.53	0.461	0.427	0.391	0.356
0.09	0.076	0.038	0.005	...	0.54	0.465	0.431	0.396	0.360
0.10	0.101	0.062	0.029	...	0.55	0.469	0.435	0.400	0.364
0.11	0.120	0.084	0.052	0.017	0.56	0.473	0.439	0.404	0.367
0.12	0.138	0.103	0.071	0.037	0.57	0.477	0.443	0.408	0.371
0.13	0.155	0.121	0.088	0.056	0.58	0.481	0.447	0.412	0.375
0.14	0.170	0.136	0.104	0.070	0.59	0.485	0.450	0.416	0.378
0.15	0.184	0.150	0.119	0.084	0.60	0.489	0.454	0.419	0.382
0.16	0.198	0.164	0.133	0.097	0.61	0.493	0.458	0.423	0.386
0.17	0.211	0.176	0.146	0.110	0.62	0.497	0.461	0.427	0.389
0.18	0.224	0.188	0.158	0.122	0.63	0.500	0.464	0.430	0.393
0.19	0.236	0.199	0.169	0.134	0.64	0.504	0.467	0.433	0.396
0.20	0.247	0.210	0.179	0.146	0.65	0.507	0.470	0.436	0.400
0.21	0.258	0.221	0.188	0.156	0.66	0.510	0.473	0.439	0.403
0.22	0.268	0.231	0.198	0.166	0.67	0.513	0.476	0.442	0.407
0.23	0.278	0.241	0.208	0.176	0.68	0.517	0.479	0.446	0.410
0.24	0.288	0.250	0.217	0.184	0.69	0.520	0.482	0.449	0.413
0.25	0.297	0.260	0.225	0.193	0.70	0.523	0.485	0.452	0.415
0.26	0.306	0.269	0.233	0.201	0.71	0.525	0.488	0.455	0.418
0.27	0.314	0.277	0.241	0.209	0.72	0.530	0.491	0.458	0.422
0.28	0.322	0.285	0.250	0.216	0.73	0.533	0.494	0.461	0.425
0.29	0.330	0.292	0.259	0.223	0.74	0.536	0.497	0.464	0.428
0.30	0.337	0.299	0.267	0.230	0.75	0.539	0.500	0.467	0.431
0.31	0.343	0.305	0.274	0.238	0.76	0.542	0.502	0.470	0.433
0.32	0.350	0.313	0.281	0.246	0.77	0.544	0.505	0.473	0.436
0.33	0.356	0.320	0.288	0.253	0.78	0.547	0.508	0.476	0.439
0.34	0.362	0.327	0.295	0.260	0.79	0.549	0.511	0.479	0.441
0.35	0.368	0.333	0.301	0.266	0.80	0.551	0.513	0.481	0.444
0.36	0.374	0.339	0.306	0.272	0.81	0.554	0.516	0.484	0.447
0.37	0.380	0.345	0.312	0.278	0.82	0.556	0.519	0.487	0.450
0.38	0.386	0.351	0.318	0.284	0.83	0.559	0.521	0.490	0.453
0.39	0.392	0.357	0.324	0.290	0.84	0.561	0.524	0.492	0.456
0.40	0.398	0.362	0.329	0.296	0.85	0.563	0.526	0.494	0.458
0.41	0.403	0.368	0.334	0.301	0.86	0.566	0.529	0.497	0.461
0.42	0.408	0.373	0.339	0.306	0.87	0.568	0.531	0.500	0.464
0.43	0.413	0.378	0.344	0.310	0.88	0.571	0.534	0.502	0.467
0.44	0.418	0.383	0.349	0.315	0.89	0.573	0.537	0.504	0.469
0.45	0.423	0.387	0.351	0.320	0.90	0.574	0.539	0.507	0.471

TABLA IX CALCULO TEORICO DEL DIAMETRO CRITICO IDEAL (Cont.)
 B) Influencia del Mn, Si, Ni, Cr, Mo.

%	Elemento					%	Elemento				
	Mn	Si	Ni	C	Mo		Mn	Si	Ni	Cr	Mo
0.01	0.014	0.003	0.002	0.009	0.013	0.56	0.457	0.144	0.081	0.344	0.428
0.02	0.028	0.006	0.003	0.018	0.025	0.57	0.462	0.146	0.082	0.349	0.433
0.03	0.041	0.009	0.005	0.027	0.037	0.58	0.467	0.148	0.084	0.353	0.438
0.04	0.054	0.012	0.006	0.036	0.049	0.59	0.472	0.150	0.085	0.357	0.442
0.05	0.067	0.015	0.008	0.045	0.061	0.60	0.477	0.152	0.086	0.361	0.447
0.06	0.079	0.018	0.009	0.053	0.072	0.61	0.482	0.154	0.087	0.365	0.452
0.07	0.091	0.021	0.011	0.061	0.083	0.62	0.487	0.157	0.088	0.369	0.456
0.08	0.103	0.024	0.012	0.069	0.094	0.63	0.492	0.159	0.090	0.373	0.461
0.09	0.114	0.027	0.014	0.077	0.104	0.64	0.496	0.161	0.091	0.377	0.465
0.10	0.125	0.029	0.015	0.085	0.114	0.65	0.501	0.163	0.092	0.381	0.470
0.11	0.136	0.032	0.017	0.093	0.124	0.66	0.505	0.165	0.094	0.385	0.474
0.12	0.146	0.035	0.019	0.101	0.134	0.67	0.510	0.167	0.095	0.389	0.479
0.13	0.156	0.038	0.020	0.108	0.143	0.68	0.514	0.169	0.096	0.393	0.483
0.14	0.166	0.041	0.022	0.115	0.152	0.69	0.519	0.171	0.097	0.396	0.487
0.15	0.176	0.043	0.023	0.122	0.161	0.70	0.523	0.173	0.099	0.400	0.491
0.16	0.186	0.046	0.024	0.129	0.170	0.71	0.527	0.175	0.100	0.404	0.496
0.17	0.195	0.049	0.025	0.136	0.179	0.72	0.531	0.177	0.101	0.407	0.500
0.18	0.204	0.052	0.028	0.143	0.188	0.73	0.536	0.179	0.102	0.411	0.504
0.19	0.213	0.054	0.029	0.149	0.196	0.74	0.540	0.181	0.104	0.415	0.508
0.20	0.222	0.057	0.030	0.156	0.204	0.75	0.544	0.183	0.105	0.418	0.512
0.21	0.231	0.060	0.032	0.163	0.212	0.76	0.548	0.185	0.106	0.422	0.516
0.22	0.239	0.062	0.033	0.169	0.220	0.77	0.552	0.187	0.107	0.425	0.520
0.23	0.247	0.064	0.035	0.175	0.228	0.78	0.556	0.189	0.109	0.429	0.524
0.24	0.255	0.067	0.037	0.181	0.236	0.79	0.560	0.191	0.110	0.432	0.528
0.25	0.263	0.070	0.038	0.187	0.244	0.80	0.564	0.193	0.111	0.436	0.531
0.26	0.271	0.073	0.040	0.193	0.251	0.81	0.568	0.195	0.112	0.439	0.535
0.27	0.279	0.075	0.041	0.199	0.258	0.82	0.572	0.197	0.113	0.443	0.539
0.28	0.287	0.078	0.042	0.205	0.265	0.83	0.576	0.199	0.114	0.446	0.543
0.29	0.294	0.080	0.044	0.211	0.272	0.84	0.580	0.201	0.116	0.449	0.547
0.30	0.301	0.083	0.045	0.217	0.279	0.85	0.584	0.203	0.117	0.453	0.550
0.31	0.308	0.085	0.047	0.222	0.286	0.86	0.588	0.204	0.118	0.456	0.554
0.32	0.315	0.088	0.048	0.228	0.293	0.87	0.592	0.207	0.120	0.459	0.558
0.33	0.322	0.090	0.049	0.234	0.299	0.88	0.596	0.208	0.121	0.462	0.561
0.34	0.329	0.093	0.051	0.239	0.306	0.89	0.599	0.210	0.122	0.466	0.565
0.35	0.336	0.095	0.052	0.244	0.312	0.90	0.602	0.212	0.123	0.469	0.568
0.36	0.343	0.098	0.053	0.249	0.318	0.91	0.606	0.214	0.124	0.472	
0.37	0.349	0.100	0.055	0.255	0.324	0.92	0.609	0.216	0.125	0.475	
0.38	0.355	0.102	0.057	0.260	0.330	0.93	0.613	0.218	0.126	0.478	
0.39	0.362	0.105	0.058	0.265	0.336	0.94	0.616	0.220	0.128	0.481	
0.40	0.368	0.107	0.059	0.270	0.342	0.95	0.620	0.221	0.129	0.485	
0.41	0.374	0.110	0.061	0.275	0.348	0.96	0.623	0.223	0.130	0.488	
0.42	0.380	0.112	0.062	0.280	0.354	0.97	0.627	0.225	0.131	0.491	
0.43	0.386	0.114	0.063	0.285	0.360	0.98	0.630	0.227	0.132	0.494	
0.44	0.392	0.117	0.064	0.290	0.365	0.99	0.633	0.229	0.134	0.497	
0.45	0.398	0.119	0.066	0.295	0.371	1.00	0.637	0.230	0.135	0.500	
0.46	0.404	0.121	0.067	0.300	0.377	1.02	0.643	0.234	0.137	0.506	
0.47	0.409	0.124	0.069	0.304	0.382	1.04	0.650	0.238	0.139	0.511	
0.48	0.415	0.126	0.070	0.309	0.387	1.06	0.656	0.241	0.142	0.517	
0.49	0.420	0.128	0.072	0.313	0.393	1.08	0.662	0.245	0.144	0.522	
0.50	0.426	0.130	0.073	0.318	0.398	1.10	0.669	0.248	0.146	0.528	
0.51	0.431	0.133	0.074	0.323	0.403	1.12	0.675	0.251	0.148	0.534	
0.52	0.437	0.135	0.076	0.327	0.408	1.14	0.681	0.255	0.150	0.539	
0.53	0.443	0.137	0.077	0.331	0.413	1.16	0.687	0.258	0.153	0.545	
0.54	0.447	0.139	0.078	0.336	0.418	1.18	0.694	0.262	0.155	0.550	
0.55	0.452	0.141	0.079	0.340	0.423	1.20	0.702	0.265	0.157	0.556	

TABLA* CALCULO TEORICO DEL DIAMETRO CRITICO IDEAL (Continuación)
 B) Influencias del Mn, Si, Ni, Cr, Mo (altos porcentajes); C) Influencias del V, P, S, Al y Ti; D) Conversión de la suma de las características en D_f .

B) Influencia del Mn, Si, Ni, Cr, (altos porcentajes)					C) Influencia del V, P, S, Al, Ti						D) Conversión de la suma de las características en D_f			
%	X				%	Y					Suma	D_f (pulg)		
	Mn	Si	Ni	Cr		S	V	P	S	Al			Ti	Suma
1.22	0.718	0.264	0.186	0.581	0.01	0.061	0.011	-0.002	0.008	-0.008	1.748	0.55	1.558	3.55
1.24	0.718	0.271	0.184	0.586	0.02	0.067	0.022	-0.006	0.012	-0.018	1.778	0.60	1.556	3.60
1.26	0.725	0.279	0.184	0.571	0.03	0.137	0.033	-0.006	0.017	-0.025	1.813	0.65	1.542	3.65
1.28	0.733	0.278	0.188	0.576	0.04	0.148	0.044	-0.011	0.022	-0.034	1.848	0.70	1.538	3.70
1.30	0.741	0.281	0.188	0.561	0.05	0.148	0.054	-0.014	0.026	-0.043	1.878	0.75	1.574	3.75
1.32	0.748	0.284	0.178	0.586	0.06	0.148	0.064	-0.018	0.033	-0.052	1.903	0.80	1.580	3.80
1.34	0.757	0.287	0.175	0.590	0.07	0.137	0.073	-0.028	0.038	-0.062	1.928	0.85	1.586	3.85
1.36	0.765	0.290	0.175	0.585	0.08	0.124	0.083	-0.024	0.044	-0.072	1.954	0.90	1.581	3.90
1.38	0.772	0.294	0.177	0.600	0.09	0.111	0.092	-0.027	0.048	-0.081	1.978	0.95	1.587	3.95
1.40	0.780	0.287	0.178	0.606	0.10	0.087	0.101	-0.032	0.054	-0.092	1.998	1.00	1.602	4.00
1.42	0.787	0.300	0.181	0.600	0.11	0.086	-	-	0.058	-0.099	1.221	1.05	1.607	4.05
1.44	0.794	0.303	0.183	0.614	0.12	0.072	-	-	0.064	-0.112	1.041	1.10	1.613	4.10
1.46	0.801	0.306	0.185	0.618	0.13	0.061	-	-	0.068	-0.121	1.060	1.15	1.618	4.15
1.48	0.808	0.309	0.187	0.623	0.14	0.037	-	-	0.074	-0.134	1.079	1.20	1.623	4.20
1.50	0.815	0.312	0.190	0.627	0.15	0.025	-	-	0.079	-0.148	1.097	1.25	1.628	4.25
1.52	0.822	0.315	0.193	0.632	-	-	-	-	-	-	1.114	1.30	1.633	4.30
1.54	0.829	0.318	0.196	0.636	-	-	-	-	-	-	1.130	1.35	1.638	4.35
1.56	0.835	0.321	0.198	0.641	-	-	-	-	-	-	1.146	1.40	1.643	4.40
1.58	0.841	0.323	0.200	0.646	-	-	-	-	-	-	1.161	1.45	1.648	4.45
1.60	0.848	0.326	0.203	0.650	-	-	-	-	-	-	1.176	1.50	1.653	4.50
1.62	0.854	0.328	0.205	0.653	-	-	-	-	-	-	1.190	1.55	1.658	4.55
1.64	0.860	0.332	0.208	0.657	-	-	-	-	-	-	1.204	1.60	1.663	4.60
1.66	0.866	0.336	0.210	0.661	-	-	-	-	-	-	1.217	1.65	1.667	4.65
1.68	0.872	0.338	0.212	0.665	-	-	-	-	-	-	1.230	1.70	1.672	4.70
1.70	0.878	0.340	0.215	0.670	-	-	-	-	-	-	1.243	1.75	1.677	4.75
1.72	0.884	0.343	0.217	0.673	-	-	-	-	-	-	1.256	1.80	1.681	4.80
1.74	0.890	0.346	0.219	0.677	-	-	-	-	-	-	1.269	1.85	1.686	4.85
1.76	0.896	0.348	0.222	-	-	-	-	-	-	-	1.279	1.90	1.690	4.90
1.78	0.902	0.351	0.225	-	-	-	-	-	-	-	1.290	1.95	1.695	4.95
1.80	0.908	0.354	0.228	-	-	-	-	-	-	-	1.301	2.00	1.698	5.00
1.82	0.914	0.357	0.231	-	-	-	-	-	-	-	1.312	2.05	1.703	5.05
1.84	0.920	0.360	0.234	-	-	-	-	-	-	-	1.322	2.10	1.708	5.10
1.86	0.925	0.363	0.237	-	-	-	-	-	-	-	1.332	2.15	1.713	5.15
1.88	0.930	0.366	0.240	-	-	-	-	-	-	-	1.342	2.20	1.718	5.20
1.90	0.936	0.367	0.243	-	-	-	-	-	-	-	1.352	2.25	1.720	5.25
1.92	0.941	0.370	0.246	-	-	-	-	-	-	-	1.362	2.30	1.724	5.30
1.94	0.946	0.373	0.249	-	-	-	-	-	-	-	1.371	2.35	1.728	5.35
1.96	0.951	0.375	0.251	-	-	-	-	-	-	-	1.380	2.40	1.732	5.40
1.98	0.956	0.378	0.254	-	-	-	-	-	-	-	1.388	2.45	1.736	5.45
2.00	0.960	0.381	0.256	-	-	-	-	-	-	-	1.396	2.50	1.740	5.50
2.02	-	-	0.262	-	-	-	-	-	-	-	1.407	2.55	1.744	5.55
2.04	-	-	0.275	-	-	-	-	-	-	-	1.415	2.60	1.748	5.60
2.06	-	-	0.288	-	-	-	-	-	-	-	1.423	2.65	1.752	5.65
2.08	-	-	0.302	-	-	-	-	-	-	-	1.431	2.70	1.756	5.70
2.10	-	-	0.318	-	-	-	-	-	-	-	1.438	2.75	1.760	5.75
2.12	-	-	0.333	-	-	-	-	-	-	-	1.447	2.80	1.763	5.80
2.14	-	-	0.351	-	-	-	-	-	-	-	1.456	2.85	1.767	5.85
2.16	-	-	0.367	-	-	-	-	-	-	-	1.465	2.90	1.771	5.90
2.18	-	-	0.382	-	-	-	-	-	-	-	1.474	2.95	1.775	5.95
2.20	-	-	0.398	-	-	-	-	-	-	-	1.477	3.00	1.778	6.00
2.22	-	-	0.413	-	-	-	-	-	-	-	1.484	3.05	1.782	6.05
2.24	-	-	0.429	-	-	-	-	-	-	-	1.491	3.10	1.785	6.10
2.26	-	-	0.445	-	-	-	-	-	-	-	1.498	3.15	1.789	6.15
2.28	-	-	0.460	-	-	-	-	-	-	-	1.505	3.20	1.792	6.20
2.30	-	-	0.476	-	-	-	-	-	-	-	1.512	3.25	1.795	6.25
2.32	-	-	0.491	-	-	-	-	-	-	-	1.519	3.30	1.799	6.30
2.34	-	-	0.506	-	-	-	-	-	-	-	1.525	3.35	1.802	6.35
2.36	-	-	0.521	-	-	-	-	-	-	-	1.531	3.40	1.805	6.40
2.38	-	-	0.536	-	-	-	-	-	-	-	1.538	3.45	1.809	6.45
2.40	-	-	0.551	-	-	-	-	-	-	-	1.544	3.50	1.812	6.50

Ejemplo:
 Supongamos que se calcula el D_f de un acero SAE 5740 cuyo tamaño de grano es ASTM N° 7. Se buscan las "características de templeabilidad de cada uno de los elementos en las tablas indicadas. Se suman y la suma se convierte en D_f .

Elemento	Característica	Tabla
0.40 C	0.328	A
0.80 Mn	0.884	B
0.20 Si	0.082	B
0.50 Ni	0.079	B
0.50 Cr	0.018	B
0.20 Mo	0.244	B
0.008 P	0.011	C
0.002 S	-0.009	C
Suma	1.620	

En tabla D encontramos que dicha suma corresponde a un $D_f = 4.35$ pulg.

pendiente al tamaño de grano encontramos el valor de la "característica de templabilidad base" debida a ellos. Procedemos de la misma manera con los restantes elementos en las tablas XIX-B y XIX-C y obtenemos las características debidas a cada uno de ellos. Sumamos todas las características y entramos con el valor de la suma en la columna respectiva de la tabla XIX-D. En la columna de la derecha encontramos el correspondiente valor de D_I en pulgadas.

Las normas americanas ASTM han adoptado estas tablas para el cálculo teórico del D_I . Ello es un índice, de que pese a no ser un método exacto, proporciona para los aceros de construcción una información que puede ser suficientemente útil.

Ahora bien, a partir del diámetro crítico ideal podemos hallar las durezas que corresponden a las distintas distancias del extremo de la probeta aplicando un factor de dureza (ψ_i) a la dureza máxima que se logra en el extremo y que corresponde el %C del acero con 99,9% de martensita (figura 3.9).

Los valores de los factores de dureza están tabulados en la tabla XX de la cual se obtiene ψ_i en las filas horizontales para cada distancia (d_{ji}) al extremo, entrando por la columna (ψ) con los valores del D_I . Es decir que para cada D_I tenemos un factor de dureza para cada distancia al extremo.

$$\psi_i = f(d_{ji}) D_I$$

En las dos columnas de la izquierda tenemos tabuladas directamente las durezas máximas (99,9% de martensita) del extremo en función del % C del acero.

$$HR_{\text{máx.}} = f(\%C)$$

Dividiendo ahora la dureza máxima por los factores de dureza

TABLA XX.: CALCULO TEORICO DE LA CURVA DE JOMINY

Carbono %	Dureza Máxima HRC	Diámetro Ideal D _J (pulg)	Factores de dureza (Ψ)																			
			Distancias Jominy al extremo templado (en 16 avos de pulgada)																			
			J1	J2	J3	J4	J5	J6	J7	J8	J9	J10	J11	J12	J13	J14	J15	J16	J20	J24	J28	J32
0.10	38	1.0	1.0	1.29	1.94	2.48	2.72	2.93	3.14	3.33	3.60	3.87	4.13	4.40	—	—	—	—	—	—	—	
0.11	39	1.1	1.0	1.22	1.65	2.17	2.43	2.63	2.84	3.08	3.29	3.50	3.72	3.93	4.14	4.34	4.65	4.75	5.78	—	—	
0.12	40	1.2	1.0	1.18	1.58	1.96	2.22	2.42	2.63	2.86	3.06	3.25	3.44	3.60	3.79	3.95	4.11	4.15	4.58	5.00	5.00	
0.13	40	1.3	1.0	1.15	1.47	1.80	2.01	2.21	2.42	2.68	2.83	2.99	3.16	3.32	3.44	3.55	3.67	3.78	4.13	4.40	4.72	5.25
0.14	41	1.4	1.0	1.11	1.39	1.67	1.88	2.09	2.29	2.49	2.66	2.82	2.97	3.10	3.23	3.34	3.44	3.53	3.77	4.02	4.26	4.53
0.15	41	1.5	1.0	1.08	1.31	1.57	1.76	1.97	2.16	2.34	2.49	2.64	2.78	2.93	3.02	3.12	3.21	3.30	3.53	3.73	3.91	4.18
0.16	42	1.6	1.0	1.06	1.24	1.49	1.69	1.87	2.06	2.21	2.36	2.50	2.63	2.75	2.85	2.94	3.03	3.10	3.33	3.51	3.67	3.83
0.17	42	1.7	1.0	1.04	1.18	1.43	1.63	1.82	1.96	2.11	2.23	2.35	2.47	2.59	2.68	2.76	2.85	2.93	3.16	3.33	3.47	3.68
0.18	43	1.8	1.0	1.04	1.17	1.38	1.56	1.74	1.86	2.01	2.12	2.23	2.35	2.45	2.55	2.63	2.72	2.80	3.08	3.17	3.29	3.40
0.19	44	1.9	1.0	1.04	1.16	1.34	1.50	1.66	1.80	1.91	2.02	2.12	2.23	2.33	2.42	2.51	2.59	2.68	2.88	3.04	3.14	3.25
0.20	44	2.0	1.0	1.03	1.14	1.30	1.44	1.59	1.71	1.83	1.94	2.03	2.13	2.23	2.32	2.41	2.50	2.58	2.78	2.92	3.02	3.11
0.21	45	2.1	1.0	1.02	1.12	1.26	1.38	1.52	1.63	1.75	1.85	1.94	2.04	2.13	2.22	2.32	2.41	2.50	2.69	2.82	2.91	3.00
0.22	45	2.2	1.0	1.01	1.11	1.24	1.36	1.48	1.58	1.69	1.79	1.88	1.97	2.06	2.15	2.25	2.33	2.42	2.61	2.73	2.83	2.91
0.23	46	2.3	1.0	1.0	1.11	1.22	1.34	1.45	1.54	1.64	1.73	1.82	1.91	1.99	2.09	2.18	2.26	2.35	2.53	2.65	2.75	2.83
0.24	46	2.4	1.0	1.0	1.10	1.20	1.30	1.40	1.50	1.60	1.69	1.76	1.85	1.93	2.02	2.10	2.19	2.27	2.47	2.58	2.67	2.75
0.25	47	2.5	1.0	1.0	1.09	1.18	1.28	1.37	1.46	1.55	1.63	1.72	1.80	1.88	1.97	2.05	2.14	2.22	2.40	2.51	2.60	2.68
0.26	48	2.6	1.0	1.0	1.08	1.17	1.26	1.34	1.43	1.52	1.60	1.68	1.76	1.84	1.94	2.00	2.08	2.16	2.34	2.44	2.53	2.61
0.27	49	2.7	1.0	1.0	1.06	1.15	1.24	1.32	1.41	1.48	1.57	1.65	1.73	1.80	1.88	1.95	2.03	2.10	2.28	2.38	2.47	2.54
0.28	49	2.8	1.0	1.0	1.06	1.14	1.22	1.30	1.38	1.45	1.54	1.61	1.68	1.76	1.84	1.91	1.98	2.05	2.23	2.33	2.41	2.48
0.29	50	2.9	1.0	1.0	1.05	1.13	1.21	1.28	1.36	1.42	1.50	1.58	1.65	1.72	1.80	1.87	1.94	2.00	2.18	2.28	2.35	2.42
0.30	50	3.0	1.0	1.0	1.05	1.11	1.18	1.25	1.32	1.39	1.46	1.54	1.60	1.68	1.75	1.81	1.88	1.94	2.12	2.22	2.28	2.36
0.31	51	3.1	1.0	1.0	1.04	1.10	1.17	1.24	1.30	1.37	1.44	1.50	1.57	1.65	1.70	1.77	1.84	1.90	2.08	2.18	2.24	2.32
0.32	51	3.2	1.0	1.0	1.03	1.09	1.16	1.23	1.29	1.35	1.41	1.48	1.54	1.61	1.67	1.73	1.80	1.86	2.04	2.13	2.20	2.27
0.33	52	3.3	1.0	1.0	1.03	1.08	1.15	1.21	1.27	1.33	1.40	1.46	1.52	1.58	1.65	1.71	1.77	1.83	2.00	2.08	2.15	2.22
0.34	53	3.4	1.0	1.0	1.02	1.07	1.13	1.19	1.25	1.31	1.37	1.44	1.50	1.55	1.60	1.66	1.73	1.80	1.95	2.04	2.11	2.17

(Continúa)

TABLA XX CALCULO TEORICO DE LA CURVA DE JOMINY (Continuación)

Carbono %	Dureza Máxima HRC	Diámetro Ideal D_I (pulg)	Factores de dureza (ψ_j)																			
			Distancias Jominy al extremo templado (en 16 avos de pulgada)																			
			J1	J2	J3	J4	J6	J8	J7	J8	J9	J10	J11	J12	J13	J14	J15	J16	J20	J24	J28	J32
0.35	53	3.5	1.0	1.0	1.02	1.07	1.13	1.19	1.24	1.29	1.35	1.40	1.45	1.51	1.56	1.62	1.69	1.76	1.91	2.00	2.07	2.13
0.36	54	3.6	1.0	1.0	1.02	1.06	1.11	1.17	1.22	1.27	1.32	1.39	1.43	1.48	1.55	1.60	1.65	1.72	1.87	1.96	2.03	2.08
0.37	55	3.7	1.0	1.0	1.01	1.06	1.11	1.15	1.20	1.25	1.30	1.35	1.40	1.46	1.51	1.56	1.62	1.68	1.83	1.92	1.98	2.04
0.38	55	3.8	1.0	1.0	1.01	1.05	1.10	1.14	1.19	1.23	1.28	1.33	1.38	1.43	1.48	1.53	1.59	1.65	1.80	1.88	1.94	2.00
0.39	56	3.9	1.0	1.0	1.01	1.05	1.09	1.14	1.18	1.22	1.27	1.31	1.36	1.41	1.46	1.51	1.56	1.62	1.76	1.84	1.90	1.96
0.40	56	4.0	1.0	1.0	1.0	1.04	1.08	1.12	1.16	1.20	1.25	1.29	1.33	1.38	1.43	1.48	1.53	1.59	1.72	1.80	1.86	1.92
0.41	57	4.1	1.0	1.0	1.0	1.04	1.08	1.11	1.15	1.18	1.23	1.28	1.32	1.36	1.41	1.46	1.51	1.56	1.68	1.77	1.82	1.88
0.42	57	4.2	1.0	1.0	1.0	1.03	1.06	1.10	1.14	1.17	1.22	1.25	1.29	1.34	1.38	1.42	1.48	1.53	1.65	1.73	1.78	1.84
0.43	58	4.3	1.0	1.0	1.0	1.03	1.06	1.10	1.13	1.16	1.20	1.24	1.28	1.32	1.37	1.41	1.46	1.50	1.62	1.70	1.75	1.80
0.44	58	4.4	1.0	1.0	1.0	1.02	1.05	1.09	1.12	1.15	1.19	1.23	1.27	1.30	1.35	1.39	1.43	1.47	1.58	1.66	1.72	1.76
0.45	58	4.5	1.0	1.0	1.0	1.02	1.05	1.08	1.11	1.14	1.18	1.22	1.25	1.28	1.32	1.36	1.40	1.44	1.55	1.63	1.68	1.73
0.46	59	4.6	1.0	1.0	1.0	1.02	1.05	1.07	1.10	1.12	1.15	1.19	1.22	1.26	1.29	1.33	1.37	1.41	1.52	1.59	1.64	1.69
0.47	59	4.7	1.0	1.0	1.0	1.01	1.04	1.06	1.09	1.11	1.14	1.17	1.20	1.24	1.28	1.31	1.35	1.38	1.49	1.56	1.61	1.65
0.48	59	4.8	1.0	1.0	1.0	1.01	1.02	1.05	1.07	1.10	1.13	1.16	1.19	1.22	1.25	1.28	1.32	1.36	1.46	1.53	1.57	1.62
0.49	60	4.9	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.03	1.06	1.08	1.11	1.14	1.17	1.20	1.23	1.26	1.29	1.33	1.43	1.49	1.53	1.58
0.50	60	5.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.02	1.05	1.07	1.10	1.13	1.15	1.18	1.20	1.25	1.28	1.31	1.40	1.46	1.50	1.54
0.51	60	5.1	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.04	1.06	1.09	1.11	1.14	1.17	1.19	1.22	1.25	1.28	1.37	1.43	1.47	1.51
0.52	61	5.2	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.03	1.05	1.08	1.10	1.13	1.15	1.18	1.20	1.23	1.25	1.34	1.39	1.43	1.47
0.53	61	5.3	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.02	1.04	1.06	1.09	1.11	1.13	1.16	1.18	1.21	1.23	1.31	1.36	1.39	1.43
0.54	61	5.4	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.02	1.03	1.05	1.08	1.11	1.12	1.15	1.18	1.20	1.21	1.28	1.33	1.36	1.40
0.55	61	5.5	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.03	1.05	1.07	1.08	1.10	1.12	1.13	1.15	1.18	1.25	1.29	1.33	1.37
0.56	61	5.6	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.02	1.04	1.05	1.07	1.09	1.10	1.12	1.14	1.16	1.22	1.28	1.29	1.33
0.57	62	5.7	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.02	1.03	1.04	1.06	1.07	1.09	1.10	1.11	1.13	1.19	1.23	1.25	1.29
0.58	62	5.8	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.02	1.04	1.05	1.06	1.07	1.09	1.10	1.11	1.17	1.19	1.22	1.25	1.29
0.59	62	5.9	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.01	1.02	1.03	1.04	1.05	1.06	1.08	1.09	1.13	1.16	1.18	1.21	1.24
0.60	62	6.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.01	1.01	1.02	1.03	1.04	1.05	1.06	1.07	1.10	1.13	1.15	1.18

Enfriamiento en los tratamientos térmicos de los aceros

za máxima por los factores de dureza obtenemos las durezas correspondientes a las diferentes distancias.

$$HR_{ji} = \frac{HR_{m\acute{a}x.}}{\psi_i}$$

Representando ahora $HR_{ji} = f(d_{ji})$ obtenemos la curva teórica deseada.

El método de cálculo teórico de la templabilidad (D_I y curva de Jominy) basado en la composición química y el tamaño de grano evidentemente no es exacto y es frecuente esperar un margen de error que resulta difícil de predecir.

En forma muy general podemos decir que el factor de templabilidad de un elemento (característica de templabilidad) en un acero disminuye por el agregado de otros elementos aleantes. Es decir que en aceros con dos o más elementos de aleación los errores serán fundamentalmente por exceso.

Ejemplo:

Hallar la curva teórica de Jominy para el acero SAE 4140 de la figura 7.11 y compararla con la real.

Solución.

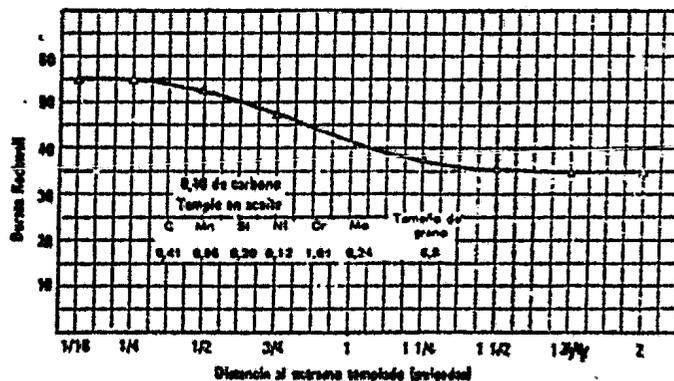


Fig. 7.11 - Curva de Jominy correspondiente a una colada de acero SAE 4140H

- Primeramente hallamos el D_I . De las tablas XIX, tenemos:

Composición química (%)	Característica de templabilidad
C = 0,41	0,301
Mn= 0,85	0,584
Si= 0,20	0,057
Ni= 0,12	0,019
Cr= 1,01	0,503
Mg= 0,24	0,236
	<u>1,700</u>

Tamaño de grano: 8

En la tabla XIX-D encontramos que dicha suma corresponde a un $D_I = 5,00$ pulgadas (127 mm).

- En la tabla XX hallamos que la dureza máxima para 0,41% de C es 57 RC ($HR_{máx}$).
- En la tabla XX hallamos también para $D_I = 5,00$ los factores de dureza (ψ_i) correspondientes a los distintos d_j . Calculando obtenemos:

d_j	i	$HR_{ji} = HR_{máx.}/i$ teóricos	HRi reales
Extremo	-	57	55
1/4	1,00	57	55
1/2	1,07	53	53
3/4	1,18	48	47
1	1,31	43	41
1 1/4	1,40	41	38
1 1/2	1,46	39	35
2	1,54	37	35

Observamos que la aproximación es bastante buena y como vemos el error es por exceso.

Para dibujar la curva hallada podemos usar el gráfico de la figura 7.12.

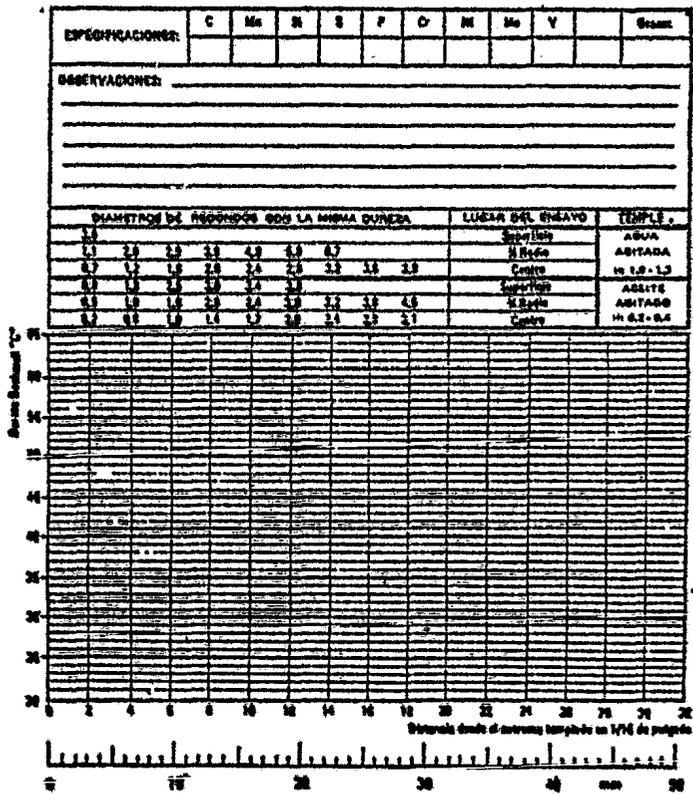


Fig. 7.12 - Gráfico para representar la curva de Jominy.

Uso de las tablas de los gráficos de templabilidad del manual SAE

Dichas tablas nos proporcionan una información rápida y aproximada de las posibilidades del acero cuya curva de Jominy hemos trazado.

Veamos por ejemplo la figura 7.13 donde se ha dibujado la curva del acero SAE 4640 cuya composición figura en la parte superior.

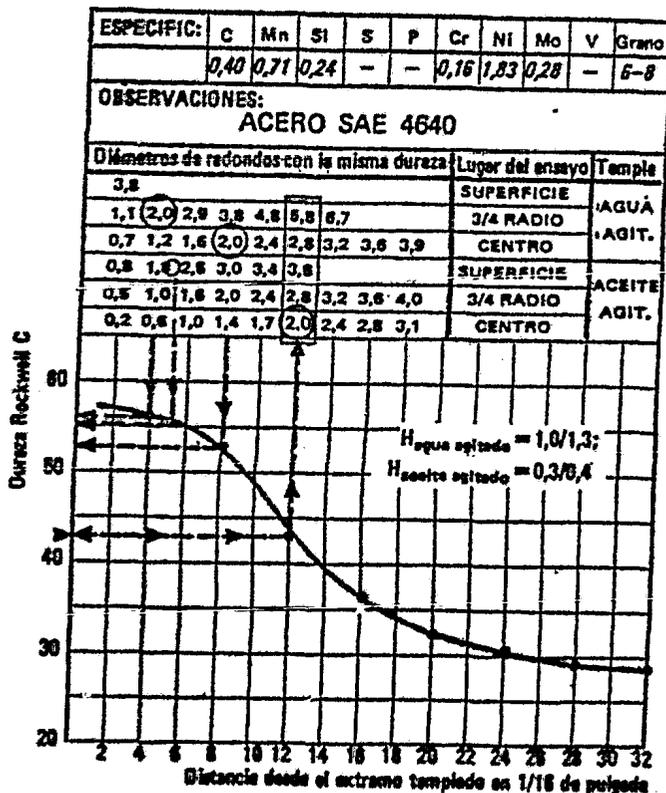


Fig. 7.13 - Gráfico de una curva de Jominy.

Podemos usar las tablillas de dos maneras:

- 1) Entrando por ordenadas con la dureza podemos saber en qué diámetros de ese acero obtenemos esa dureza en el centro, a $3/4$ del radio y en la superficie templándolo respectivamente en agua o aceite.

Ejemplo:

Supongamos que queremos saber en qué casos podemos obtener una dureza de 43 RC con el acero de la figura 7.13.

Entrando por ordenadas con el valor 43 interceptamos la curva y del punto de intersección "levantamos" una paralela al eje de ordenadas que corte a las tablillas; los valores que intercepte serán los diámetros hallados:

- a) Templando en aceite agitado logramos 43 RC:
 - en el centro de un redondo de 2 pulgadas
 - a $3/4$ del radio de un redondo de 2,8 pulgadas
 - en la superficie de un redondo de 3,8 pulgadas
 - b) Templando en agua agitada logramos 43 RC:
 - en el centro de un redondo de 2,8 pulgadas
 - a $3/4$ del radio de un redondo de 5,8 pulgadas
- 2) Entrando por las tablillas se puede saber qué durezas se lograrán en distintas partes de un redondo templado respectivamente en agua o aceite.

Ejemplo:

Se quiere saber qué durezas podemos lograr en distintas partes de un redondo de 2 pulgadas.

"Bajando" del valor 2 de cada tablilla una recta paralela a la ordenada y proyectando sobre ella los puntos de intersección con la curva de Jominy obtenemos:

- a) Templando en agua agitada un redondo de 2 pulgadas
-la máxima dureza que permite el acero en la superficie.
-56 RC a $3/4$ del radio
-51 RC en el centro
- b) Templando en aceite agitado:
-55 RC en la superficie
-52 RC a $3/4$ del radio
-42 RC en el centro

Como vemos, con esto podemos tener una ligera idea de la curva de la U.

CURVA JOMINY

Tipo de composición del acero

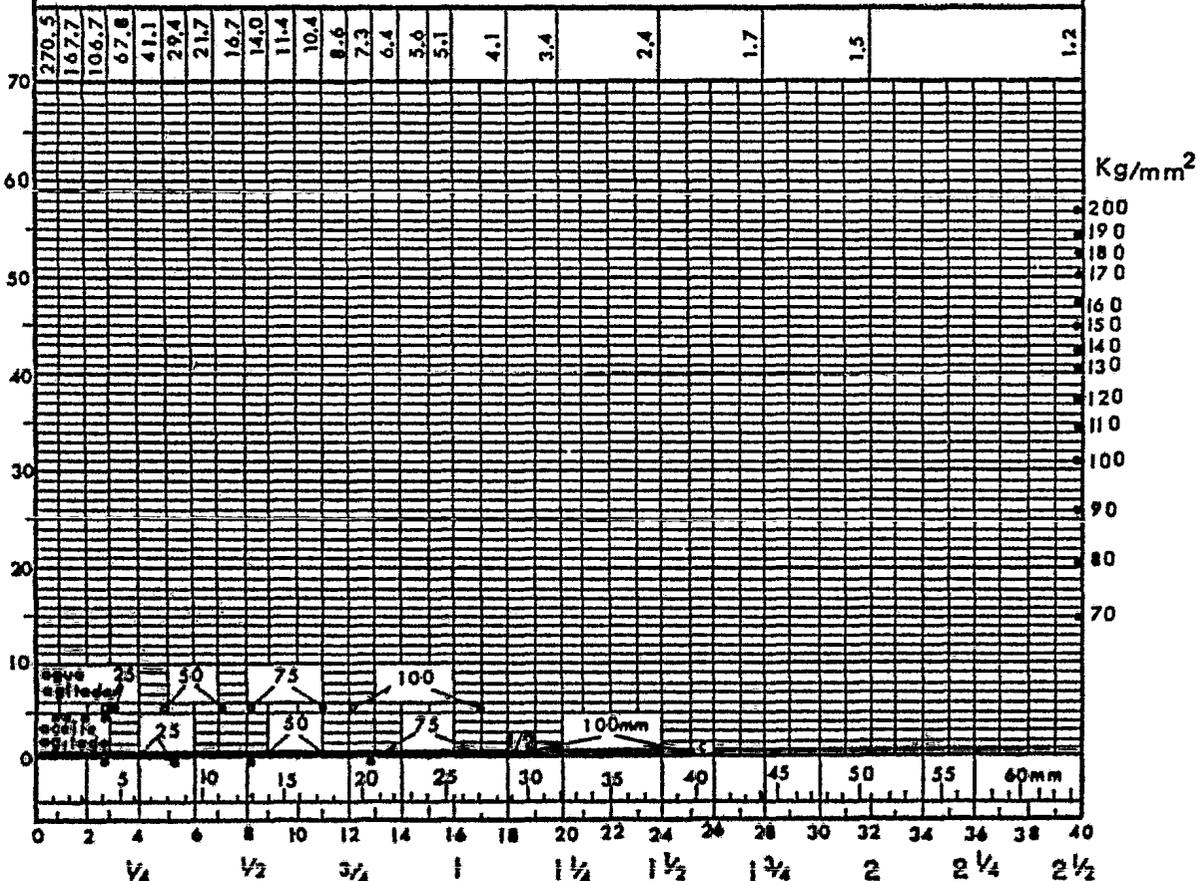
C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %

ACERO TIPO:

TAMAÑO DE GRANO:

TEMPERATURA DE TEMPLE:

Velocidad de enfriamiento aproximada en °C por segundo a 704 °C



Distancia desde el extremo templado de la muestra en 1/16 de pulgada

HAY VARIAS CLASES DE CURIOSIDAD:

UNA INTERESADA QUE NOS LLEVA A DESEAR APRENDER
LO QUE NOS PUEDE SER UTIL; OTRA, ORGULLOSA, NACIDA
DEL DESEO DE SABER LO QUE OTROS IGNORAN.

LA ROUCHEFOUCAULD.

8. Aplicaciones de la curva de Jominy

Equivalencias entre redondos y probeta Jominy

Veamos. Si tenemos un redondo de diámetro D y una probeta de Jominy contruidos ambos con el mismo acero, tenemos que la dureza en un punto r_i del redondo es según la ecuación:

$$HR_i = \delta(Ve_i, Vc) \quad (19)$$

y en un punto d_j de la probeta Jominy

$$HR_{j1} = \delta_1(Ve_{j1}, Vc) \quad (24)$$

En los casos en que sea $HR_i = HR_{j1}$ en virtud de que Vc es la misma pues es el mismo acero, resulta:

$$\delta(Ve_i) = \delta_1(Ve_{j1}) \quad (29)$$

Si es posible definir la velocidad de enfriamiento de manera que $\delta \equiv \delta_1$, resultará:

$$Ve_i = Ve_{j1} \quad (30)$$

Luego:

"Los puntos de un redondo enfriado en un medio H y los puntos de la probeta Jominy de un mismo acero que tienen la misma dureza se enfrían con la misma velocidad y viceversa".

Esta conclusión es importante. No obstante no es rigurosamente exacta pues depende de cómo se define la velocidad de enfriamiento el lograr leyes de equivalencia aceptables.

Teóricamente se ha logrado establecer una equivalencia entre δ y δ_1 que permite considerar que la relación ($Ve_1 = Ve_{j1}$) se cumple en la práctica con suficiente aproximación como para poder solucionar los problemas planteados (trabajos de T. F. Russel; y de M. Asimov, W. F. Craig y M. A. Grossman).

Por otra parte tenemos para un mismo acero que:

$$Ve_1 = \epsilon(H, D, r_1) \quad (15)$$

$$y \quad Ve_{j1} = \epsilon_2(d_{j1}) \quad (26)$$

luego

$$\epsilon(H, D, r_1) = \epsilon_2(d_{j1}) \quad (31)$$

$$d_{j1} = \omega(H, D, r_1) \quad (\text{para } Ve_1 = Ve_{j1}) \quad (32)$$

Esta conclusión nos dice que se puede establecer una equivalencia entre las distancias al extremo de una probeta Jominy y los puntos interiores de un redondo de acero que se enfría con igual velocidad en distintas severidades de temple.

Esta equivalencia fue calculada por J.L. Lamont en una serie de gráficos.

Cada uno de los gráficos corresponde a una determinada posición del punto del redondo expresada por la relación r/R donde r es la distancia del punto al centro del redondo (r_1) y R es el radio del redondo ($D/2$). En cada gráfico se dan las distintas curvas de equivalencia entre los diámetros de las barras y los puntos de la probeta Jominy, correspondiendo cada curva a una severidad de temple determinada.

Las figuras 8.1 al 8.11 muestran las curvas de Lamont para los valores de r/R : 0,0; 0,1; 0,2...; 0,9; 1,0.

Estas curvas son de gran aplicación en los estudios de selección de aceros. Veamos para su mejor comprensión un ejem--

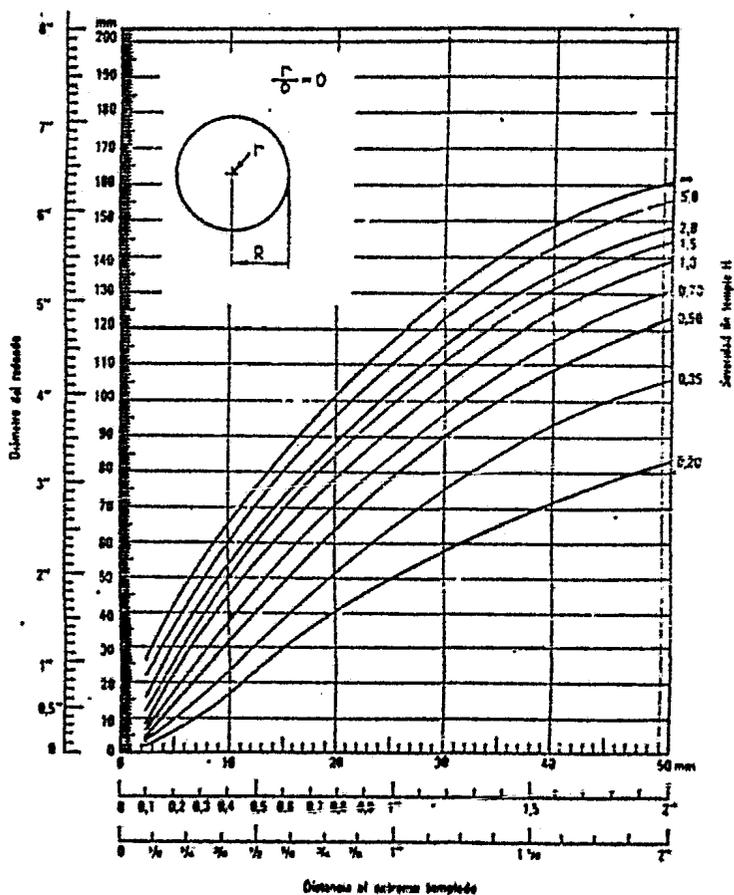


Fig. 8.1 - Curvas de Lamont para $r/R = 0$

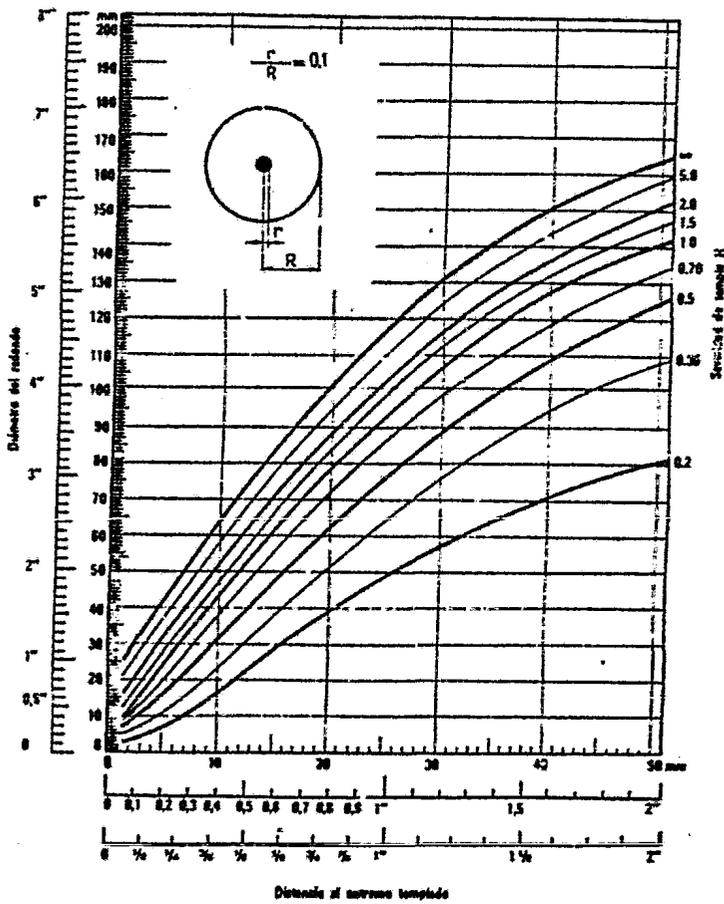


Fig. 8.2 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,1$

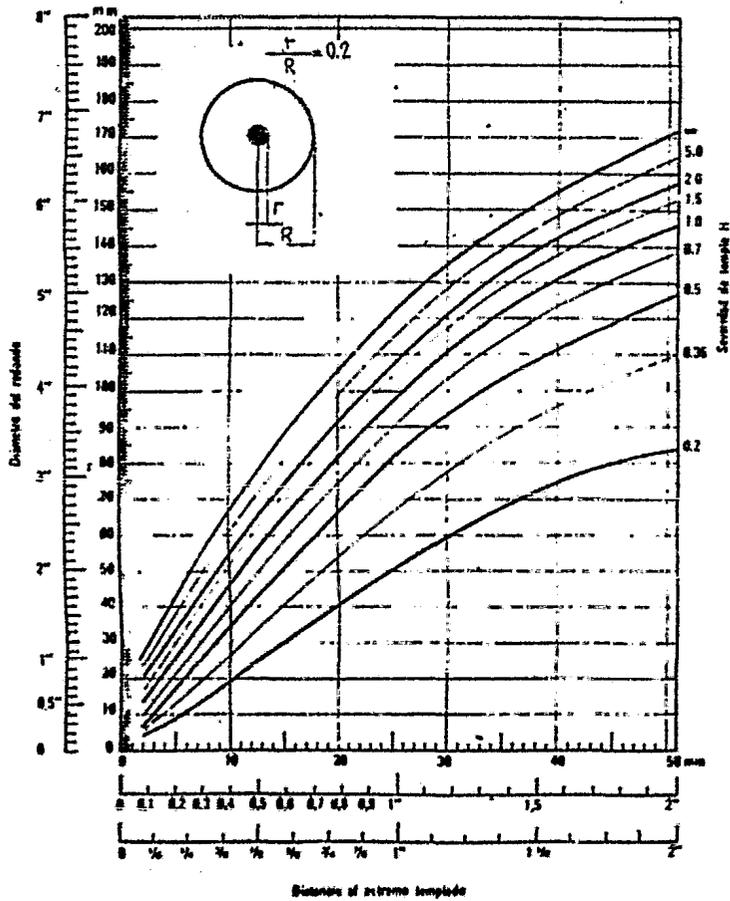


Fig. 8.3 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,2$

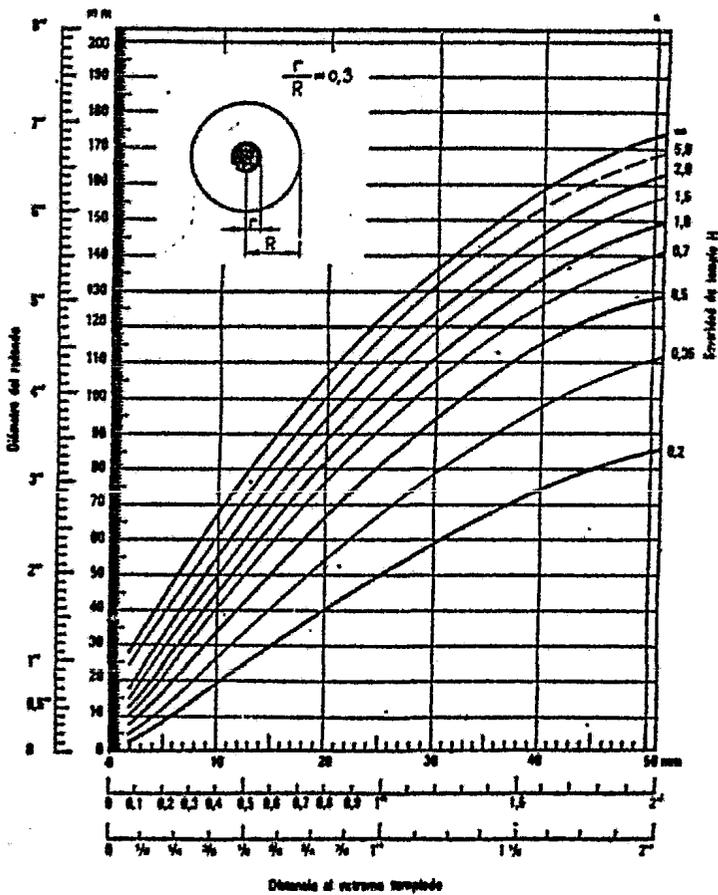


Fig. 8.4 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,3$

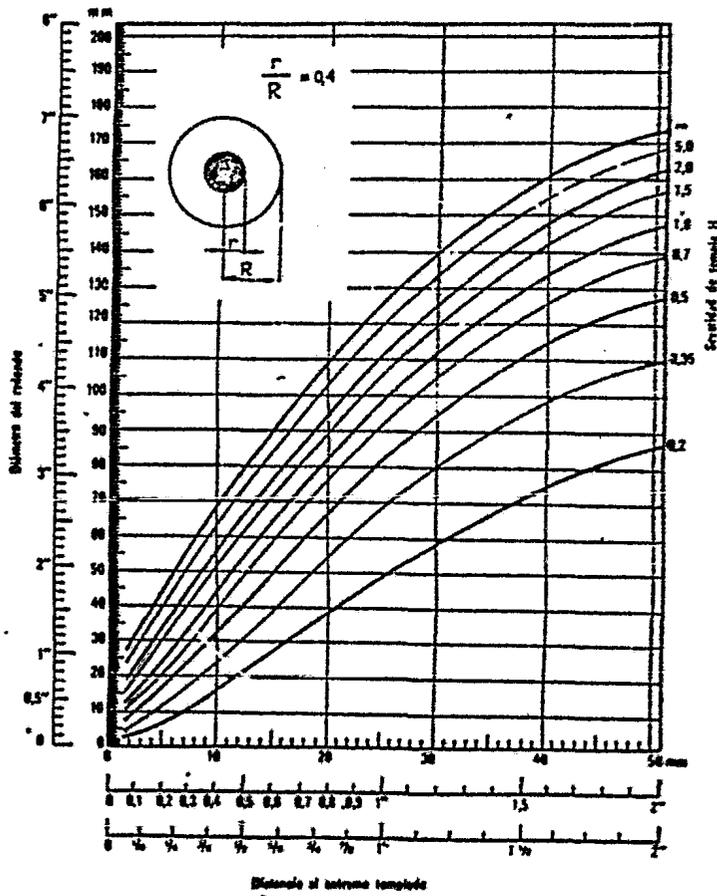


Fig. 8.5 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,4$

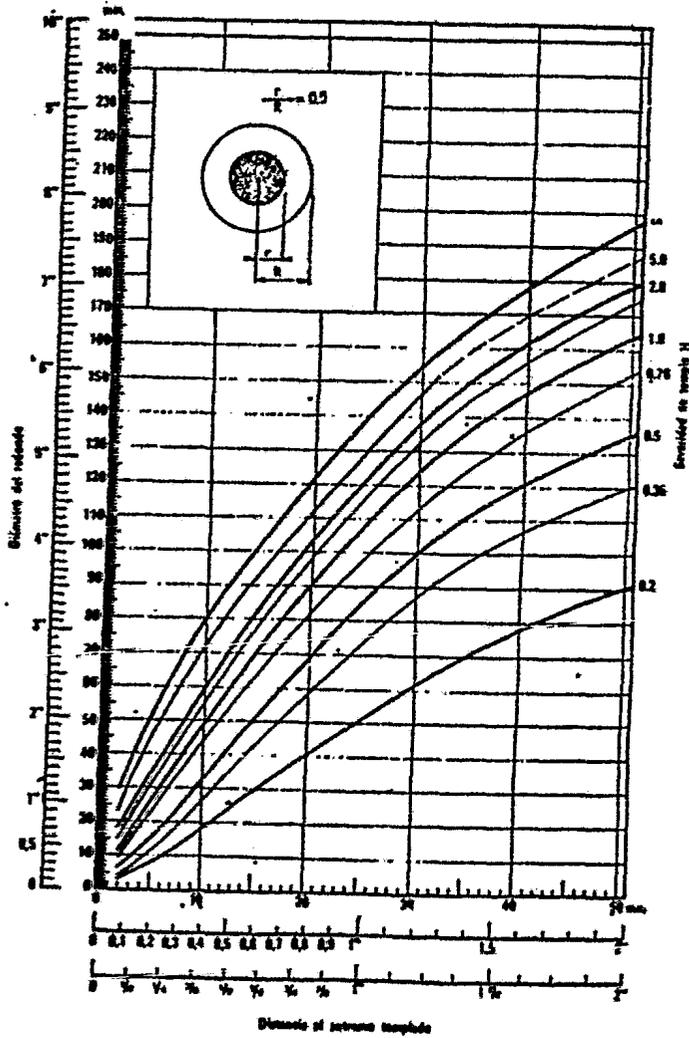


Fig. 8.6 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,5$

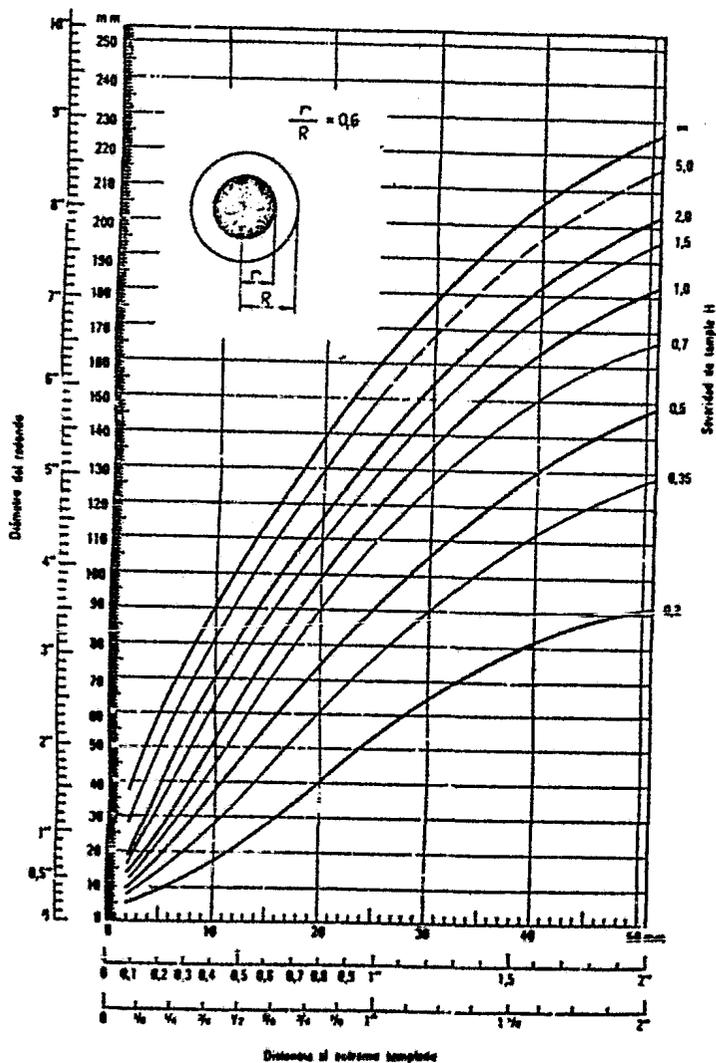


Fig. 8.7 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,6$

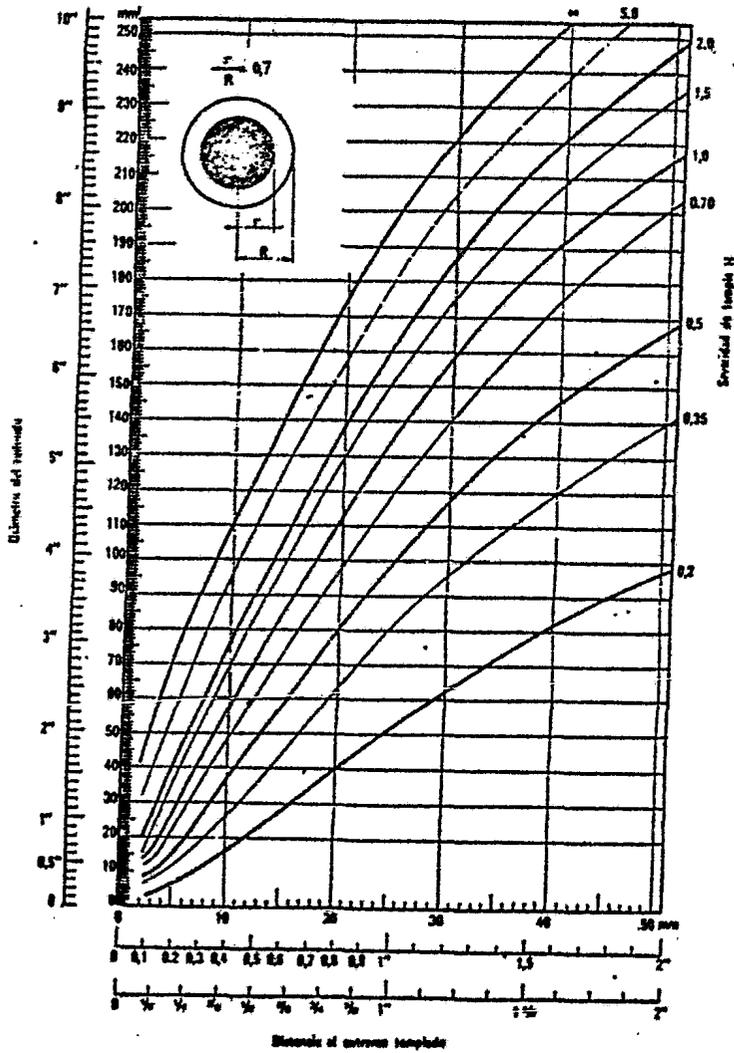


Fig. 8.8 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,7$

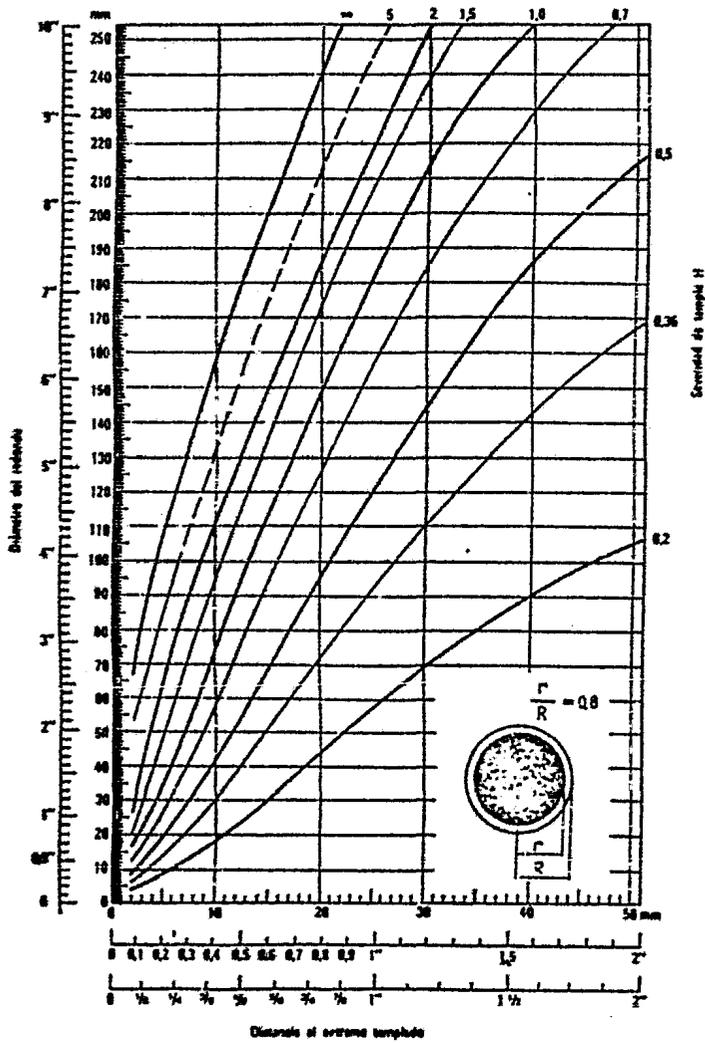


Fig. 8.9 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,8$

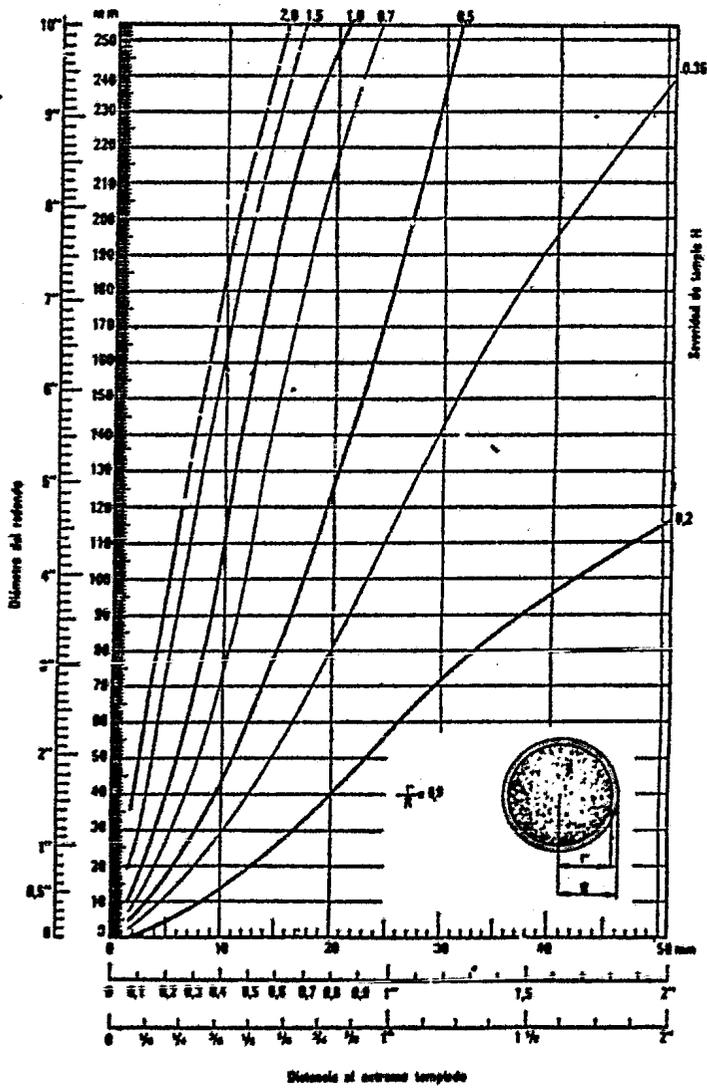


Fig. 8.10 - Curvas de Lamont para $r/R = 0,9$

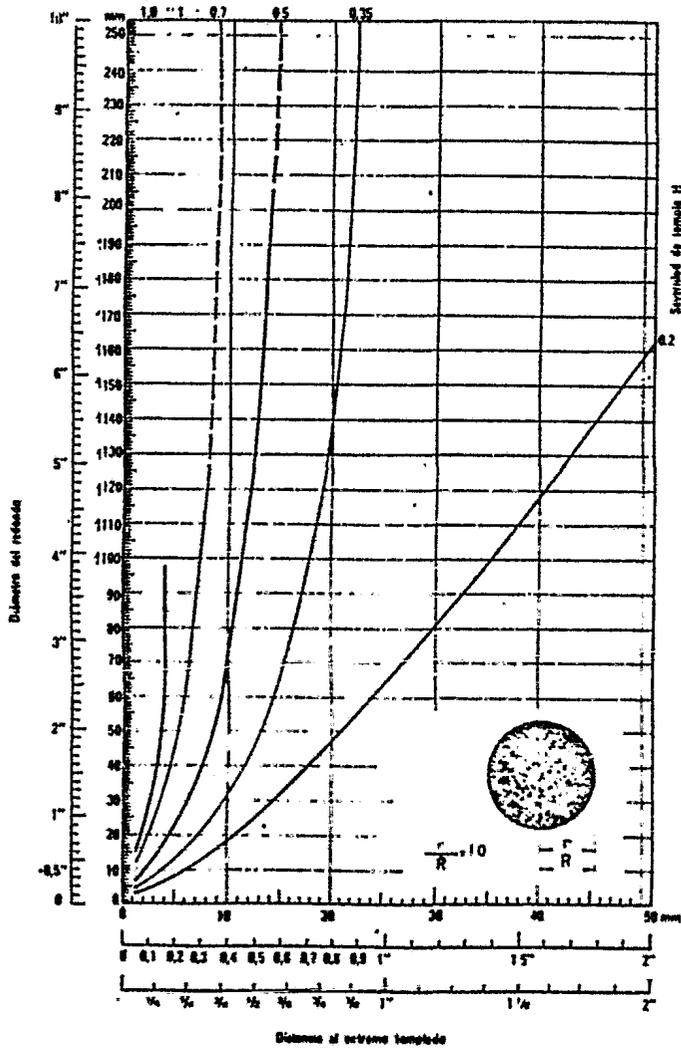
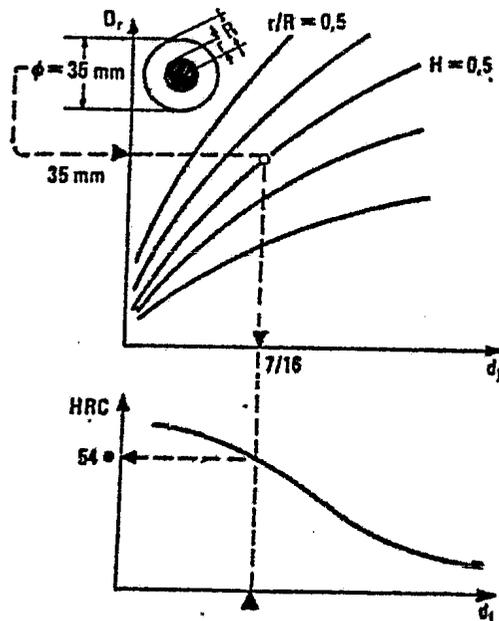


Fig.8.11 - Curvas de Lamont para $r/R = 1,0$

plo de aplicación directa de las mismas.

Ejemplo:

Se desea conocer con qué velocidad se enfría el punto medio del radio de un redondo de 35 mm de diámetro cuando se lo sumerge en aceite con agitación acentuada. Usamos el gráfico de la figura 8.6.



Solución:

$$d_j = 7/16$$

O sea que el punto medio del radio del redondo de 35 mm de diámetro se enfría en aceite agitado con la misma velocidad que un punto de una probeta Jominy del mismo acero, situado a

7/16 pulgadas del extremo.

Consecuentemente tendrán la misma dureza. Si el acero fuera el de la curva Jominy de la figura 7.11 tendríamos que su dureza sería de:

54 Rockwell-C

Usando la tabla XIV, podemos saber con qué velocidad en °C/seg se enfría el referido punto a 704 °C (= 21,7 °C/seg).

Ejemplo:

¿ Qué dureza máxima puedo lograr en el centro de un redondo de 100 mm del acero SAE 4140 de la figura 7.11 cuando lo temple en aceite moderadamente agitado ($H = 0,35$) ?

Solución:

Utilizamos el mismo procedimiento anterior.

Con el gráfico de la figura 8.1 para $r/R = 0$ obtenemos, para $D = 100$ mm y $H = 0,35$, $d_{j1} = 1 \frac{3}{4}$.

En la curva Jominy del acero usado se encuentra que:

$$HR_j - 1 \frac{3}{4} = 35 \text{ RC}$$

Como por el gráfico de la figura 3.9 sabemos que para 0,41% de C:

$$HR_{50M} = 43 \text{ RC}$$

concluimos que un redondo de 100 mm de diámetro en acero SAE 4140 de la composición establecida en un medio de severidad $H = 0,35$ no adquiere temple perfecto:

$$D > D_T \text{ para el } H$$

Equivalencias entre diámetros críticos ideales y distancias Jominy

En el capítulo anterior vimos como podemos determinar el D_I de un acero.

De todas las curvas de Lamont hay una que interesa para nuestro problema y es la que da la equivalencia de las distancias Jominy (d_J) con los centros ($r/R = 0$) de los distintos

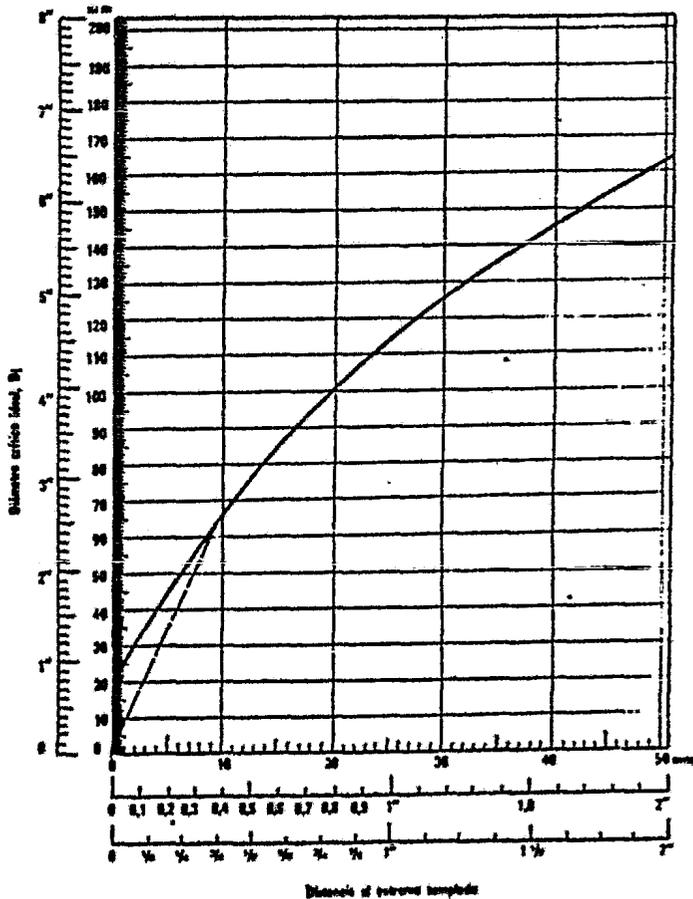


Fig. 8.12 - Curva de equivalencia entre diámetros críticos ideales y distancias Jominy.

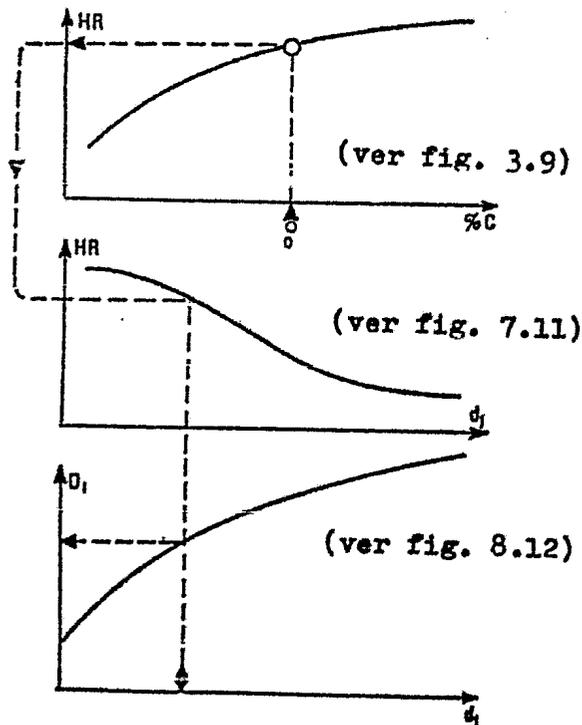
redondos (D) enfriados en el medio ideal $H = \infty$ (gráfico de la figura 8.1).

Esta equivalencia por otra parte es inmediata desde el momento en que verificamos que tanto D_I como la curva de Jominy son función exclusivamente del acero (Cq, g).

Veamos un ejemplo: (Fig. 8.12) para que su manejo sea más fácil.

Calcular el D_I de un acero conocidas su composición química y su curva de Jominy.

Para ello necesitamos 3 gráficos:



- 1) El que nos da la dureza correspondiente al 50% de martensita en función del % C del acero: $HR_{50M} = f_1 (\% C)$, ver figura 3.9.
- 2) La curva de Jominy del acero obtenido en el ensayo Jominy:

$$HR_j = f_2 (d_j)$$
 ver figura 7.11.
- 3) Curva de equivalencia $D_I = f_3 (d_j)$, ver figura 8.12.

Solución:

Entramos por abscisas con el % de C del acero en el gráfico (fig. 3.9) y obtenemos por ordenadas la dureza que corresponde al 50% de martensita en la estructura. Con esta dureza entramos por ordenadas en la curva Jominy del acero y obtenemos la distancia de la probeta en la cual obtenemos dicha dureza.

Con la distancia hallada entramos por abscisas en el gráfico de la figura 8.12 y en ordenadas tendremos el D_I buscado.

Problema:

Hallar el D_I del acero cuya composición y curva de Jominy figuran en la Fig. 7.11. Verificarlo con el cálculo teórico a partir de su composición (Cap. 7).

Solución:

a) Cálculo en la curva de Jominy

- En la figura 3.9 encontramos que para 0,41% de C y 50% de martensita $H = 43$ RC.
- En la curva de Jominy (Fig. 7.11) encontramos que esa dureza se produce a $d_{j1} = 15/16$ pulgadas.
- En la curva del gráfico (Fig. 8.12) encontramos con el valor $15/16$ y en ordenadas encontramos:

$$D_I = 4,4 \text{ pulg.} = 112 \text{ mm}$$

Vemos que el valor teórico ha dado un 13% más alto (cap. 7

donde encontramos $D_I = 5.00$ pulg. = 127 mm) que el obtenido con la curva de Jominy real. Esto está dentro de un error aceptable y debe tomarse en cuenta al hacer este tipo de cálculos.

Determinación de la severidad de temple de un medio de enfriamiento

Los valores de H que proporciona la tabla IX (Cap. 5) son sólo aproximados. Muchas veces es necesario conocer con más exactitud la severidad de un baño. Especialmente en los equipos de enfriamiento en los cuales se puede ejercer modificaciones al H variando en forma controlada la temperatura del medio, grado de agitación de la pieza y/o del medio. Resulta pues necesario determinar con la mayor aproximación el ΔH de que se dispone para poder actuar eficientemente sobre los problemas de templabilidad que se presenten.

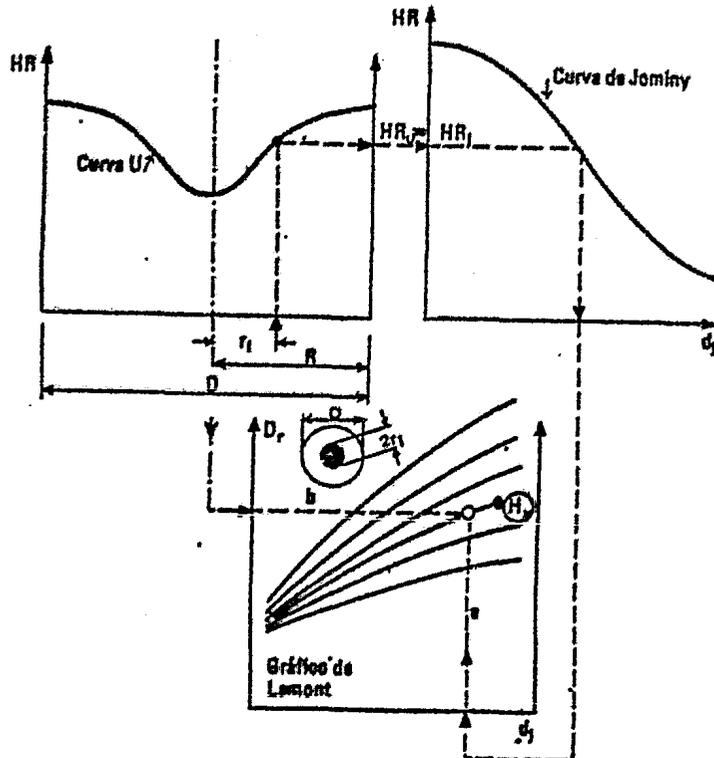
Para la determinación elegimos un redondo de un acero cualquiera de que se disponga, con la condición de que presupongamos que tenga baja templabilidad y/o con un diámetro que nos asegure una caída de dureza hacia el centro apreciable (ΔHR grande, Fig. 6.4). Tomamos una barra suficientemente larga para despreocupar la influencia del enfriamiento por las bases.

Con otro trozo del mismo acero confeccionamos una probeta de Jominy.

Se procede de la siguiente manera:

- 1) Hacemos el ensayo de Jominy y dibujamos la curva resultante.
- 2) Templamos el redondo en el medio cuya severidad H_x queremos determinar, teniendo cuidado de fijar las condiciones de agitación y temperatura tan exactamente como sea posible.
- 3) Una vez templado se corta un disco (perpendicular al eje) y se determina la curva U del redondo.
- 4) Elegimos un punto de la curva U cuya distancia al centro (r_1) guarde la relación r_1/R .

- 5) Elegimos el gráfico de Lamont para la misma relación r_1/R y procedemos en la forma que indican los gráficos que se encuentran enseguida.



- 6) De la curva U obtenemos la dureza HR_U que corresponde al punto del redondo ubicado a la distancia r_1 del centro.
- 7) Con ese valor entramos por ordenadas en la curva de Jominy ($HR_j = HR_U$) y determinamos la distancia (d_j) del extremo de la probeta a la cual se produce la misma dureza.
- 8) Con este valor y el valor del diámetro (D) del redondo usado vamos a la curva de Lamont que corresponde a la relación r_1/R . allí trazamos $a \downarrow d_j$ y $b \downarrow D$.
- 9) La curva H que pasa por la intersección de a y b es la

medida de la severidad de temple del medio usado.

Repitiendo el cálculo para otras relaciones r_1/R , usando la misma curva U y de Jominy y la de Lamont correspondiente deberíamos obtener valores coincidentes de H. No obstante pueden existir variaciones importantes como ya lo hemos dicho.

Por ello resulta conveniente estandarizar el método tanto como sea posible y usarlo preferentemente con criterio comparativo. De esta manera resulta sumamente útil. Así por ejemplo se recomienda:

- a) Usar siempre el mismo acero y en el mismo diámetro para la curva U.
- b) Usar la relación $r_1/R = 0,5$ (dureza en el punto medio del radio).

Si cambiamos las condiciones del medio de temple (temperatura y agitación) sólo será necesario determinar una nueva curva U par esas nuevas condiciones.

Determinación del diámetro del redondo equivalente a una sección compleja para un medio de severidad H

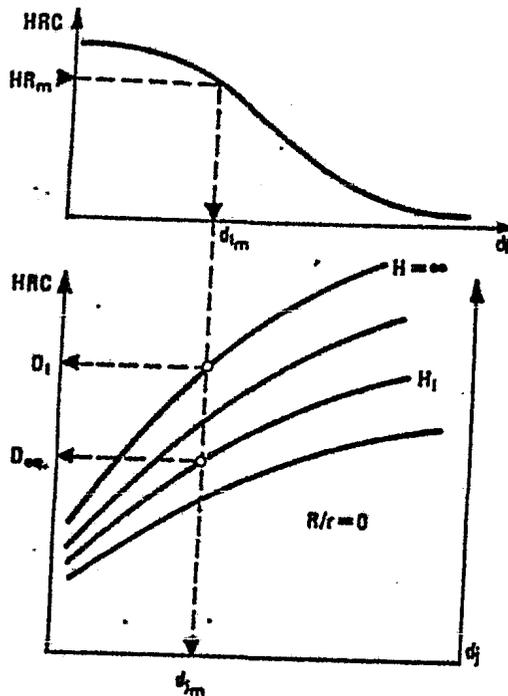
Se procede de la siguiente manera:

- 1) Con un acero cualquiera de que se disponga, preferentemente de baja templabilidad, fabricamos una pieza con el mismo procedimiento que usaremos para fabricar la pieza definitiva.
- 2) Con el mismo acero fabricamos una probeta Jominy.
- 3) Templamos la pieza en el medio de severidad H que usaremos para el temple en el proceso. Con la probeta realizamos el ensayo de Jominy.
- 4) Cortamos de la pieza rodajas de dos o tres partes que suponemos que son las que se van a enfriar con mayor lentitud. Si la sección es uniforme, basta con una rodaja.
- 5) Sobre las caras planas de esas rodajas tomamos durezas al azar, buscando los lugares donde suponemos hallar los menores valores. Si la sección es simétrica, basta con tomar una dureza en su centro geométrico. Determinamos así el menor valor de dureza hallado (HR_m).
- 6) Con HR_m , la curva de Jominy y la curva de Lamont correspondiente a la relación $r/R = 0$ (Fig. 8.1) procedemos de la siguiente manera:
 - Con la dureza mínima entramos por ordenadas en la curva de Jominy y en abscisas obtenemos la distancia al extremo en la cual se obtiene esa dureza (d_{jm}).
 - Con d_{jm} entramos por abscisas en el gráfico de Lamont hasta encontrar la curva H_1 de la severidad del medio que usamos para templar la pieza. Proyectando el punto de corte sobre ordenadas obtendremos el valor del diámetro del redondo equivalente (D_{eq}).

Con este método hallamos el diámetro del redondo que en un

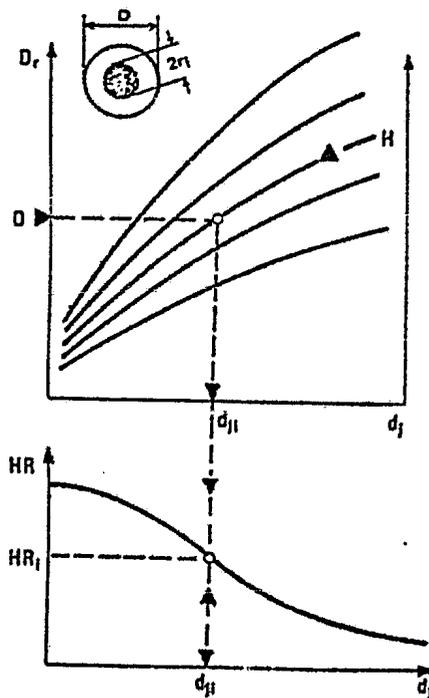
medio de severidad H_1 definida se enfriaría en su centro con la misma velocidad con que lo haría la pieza de forma compleja en su punto de mínima velocidad de enfriamiento. Puede también ser aplicado al caso de tubos.

Proyectando sobre ordenadas la intersección de d_{jm} con $H=\infty$ obtenemos el D_I del acero que con la forma compleja empleada y templado en el medio H_1 proporciona en el punto de menor velocidad de enfriamiento, 50% de martensita.



Cálculo de la curva U de un acero, para un diámetro D y un medio H a partir de su curva de Jominy

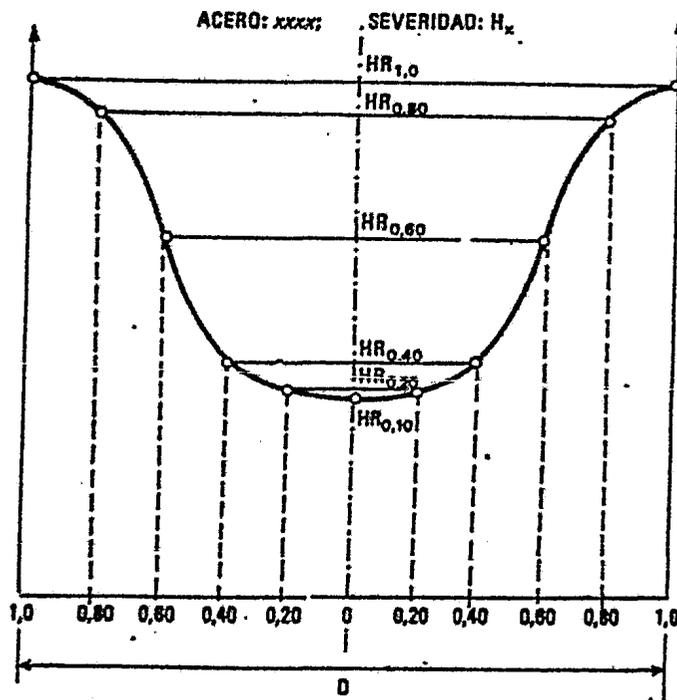
Este problema se resuelve con la curva de Jominy del acero y las curvas de Lamont. Se procede de la siguiente manera:



- 1) Tomamos un gráfico de Lamont para una relación r_1/R . Entrando por ordenadas con el diámetro D de la barra cuya curva U queremos determinar, interceptamos la curva H que corresponde al medio elegido. Proyectando sobre abscisas el punto de intersección obtenemos la distancia al extremo de la probeta Jominy (d_{j1}) que se enfría con la misma velocidad que el punto que dista r_1 del centro del redondo.

- 2) Con el valor de d_{j1} entramos por abscisas en la curva de Jominy y determinamos la dureza que corresponde a ese punto (HR_1). Repitiendo el proceso con las curvas de todas las relaciones $r/R = 0,0; 0,1; 0,2; \dots 0,9; 1,0$ obtenemos las respectivas durezas.

Representando ahora los valores $HR_1 = f(r_1)$ obtenemos la curva U pedida.



Problema:

Hallar la curva teórica de la U de un redondo de 100 mm de diámetro templado en agua ($H = 1$).

El acero es un SAE 4140 cuya composición y curva de Jominy se dan en la figura 7.11.

Solución:

Dispongamos los datos hallados según el procedimiento anterior en un sistema de ejes y obtenemos la figura 8.13 con la curva U pedida.

r_1/R	d_j		$HR_j = HR_1$ (RC)
	mm	pulg.	
0	28,0	1 1/16	40
0,2	26,0	1	41
0,4	25,5	1	41
0,6	20,0	13/16	45
0,8	13,0	1/2	53
1,0	4,0	3/16	55

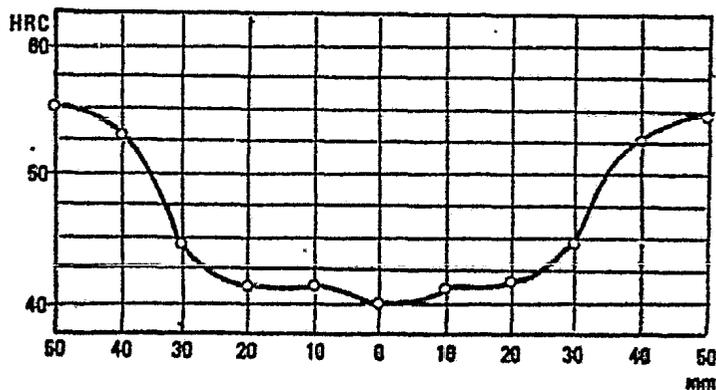


Fig. 8.13 - Curva U para un redondo de $D=100$ mm en acero SAE 4140 templado en agua ($H=1$).

Determinación por medio del ensayo Jominy de las temperaturas de transformación de los aceros en el enfriamiento continuo

Por medio del procedimiento que describimos a continuación debido a G. A. Liedholm, de la Piasecki Helicopter Corp., se puede determinar fácilmente en los aceros, las temperaturas de comienzo y fin de las transformaciones de la austenita en los enfriamientos continuos.

Para efectuar estas determinaciones, se utilizan varias probetas Jominy, comenzándose el ensayo de igual manera que en los ensayos ordinarios.

Después de iniciado el enfriamiento de la probeta por el chorro de agua, se interrumpe éste, introduciéndose rápidamente toda la probeta en agua salada helada. La duración del enfriamiento de la probeta por el chorro de agua, suele variar de 30 segundos a diez minutos (Fig. 8.14). Observando luego con el microscopio la microestructura obtenida en los diferentes puntos de las probetas, se podrán observar en la zona cercana a la base, los constituyentes que habían aparecido como consecuencia de la transformación de la austenita hasta el momento en que se quitó la probeta del chorro de agua, y en las zonas más alejadas, martensita u otras estructuras más o menos martensíticas, que habrán aparecido como consecuencia de la rápida transformación de la austenita que todavía estaba sin transformar.

Determinando después de operar en la forma señalada, las durezas a lo largo de dos o tres generatrices y construyendo los gráficos correspondientes (Fig. 8.14), podemos estudiar lo que ha sucedido.

En la curva 3, por ejemplo, se comprende que en la zona situada desde el punto A hacia la izquierda, en el momento de

introducir la probeta en agua fría, se había efectuado ya la transformación completa de la austenita, y que desde el punto B hacia la derecha, en ese mismo momento, parte del acero estaba todavía en estado austenítico, pues sólo partiendo de ese estado se pueden obtener con el enfriamiento rápido, durezas tan elevadas como se han obtenido y que corresponden a estructuras de tipo martensítico.

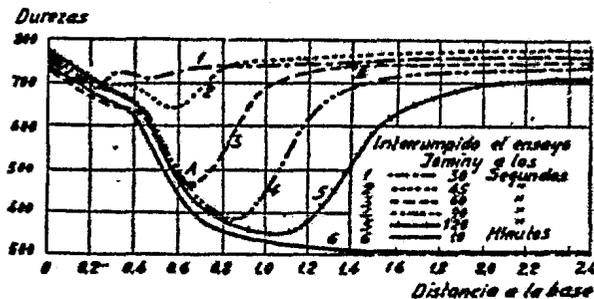


Fig. 8.14 - Curvas Jominy obtenidas con temple interrumpido, correspondientes a un acero de: C = 0,74 %, Cr = 1,43 % y Mo = 0,23 %

Por lo tanto, a los sesenta segundos en el punto A se estaba terminando la transformación, y en el punto B, se estaba iniciando.

En el gráfico de la figura 8.15, preparado por Russell, se señala los procesos de enfriamiento de los puntos de la probeta Jominy, que nos sirven para conocer cada momento las temperaturas de los diversos puntos de la probeta en el enfriamiento continuo. El proceso que se sigue en este ensayo es bastante parecido al que se emplea para determinar la curva de la "S", con la diferencia de que en la curva "S" se emplea un pequeño trozo de acero para estudiar el principio y fin de

la transformación a una temperatura determinada, y aquí debe estudiarse las condiciones de enfriamiento de un punto situado a una distancia de la base y ver en las diferentes probetas cuánto tiempo tarda en iniciarse y cuándo se termina en ese punto la transformación de la austenita. Por medio del examen microscópico de diversas zonas de las probetas, se determina cuándo empiezan y terminan las transformaciones en un punto cuya curva de enfriamiento se conoce (Fig. 8.15), por ejemplo, la de 1" y luego se hace lo mismo con la curva de 1/2", etc.

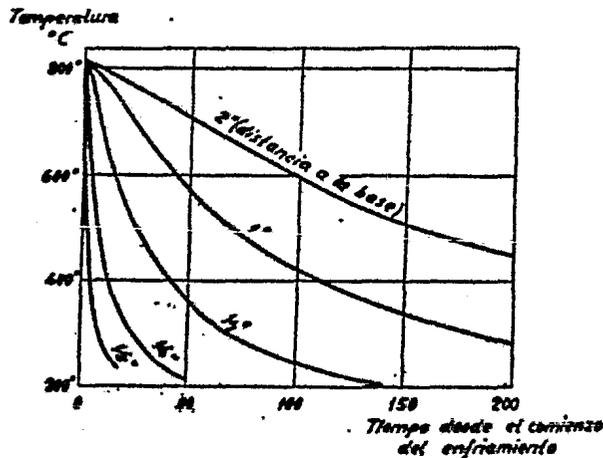


Fig. 8.15 - Procesos de enfriamiento de los diferentes puntos de la probeta Jominy. (Tiempo en segundos)

Por lo tanto, para trazar un diagrama de enfriamiento continuo, análogo al de la figura 8.16, se comienza dibujando las curvas de enfriamiento de los diversos puntos de la probeta Jominy (Fig. 8.15), luego se efectúa el ensayo en la forma antes señalada, que termina con el enfriamiento final de las probetas en agua salada muy fría. Finalmente, con ayuda de las observaciones microscópicas, se llega a determinar el tiempo necesario para la aparición de los diversos consti-

tuyentes (ferrita, bainita, perlita, etc.), en los puntos de las probetas Jominy situados a 1/8", 1/4", 1/2" y 1" de la base.

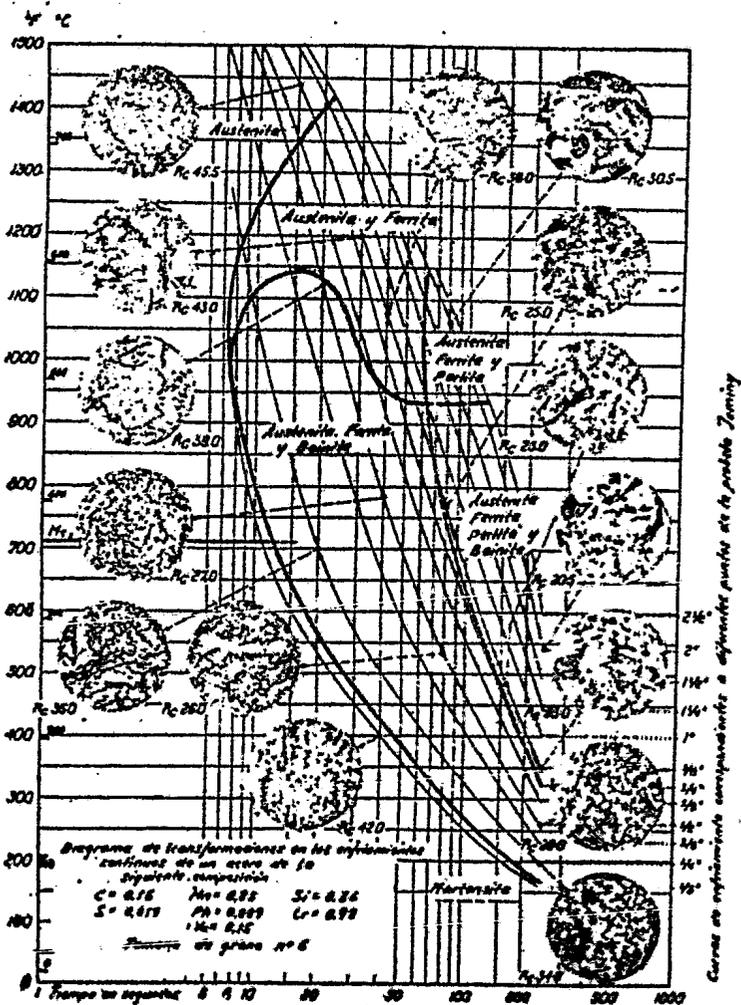


Fig. 8.16 - Curva de la "S", de enfriamiento continuo de un acero cromo vanadio de cementación, determinada por C.A. Liedholm, empleando probetas Jominy.

DETERMINACION DE LA CURVA JOMINY POR UN METODO
GRAFICO.

En la actualidad se hace muy necesario el ensayo Jominy para conocer las características de templabilidad de los aceros.

Existen varios métodos para la determinación de la curva de Jominy, entre los cuales está el ensayo descrito anteriormente, por medio de las fórmulas empíricas de Just, el método de la curva de la "U", etc.

Aquí se ha tratado de elaborar un nuevo método gráfico, el cual se describirá posteriormente.

Las fórmulas de Just para determinar la curva de Jominy son las siguientes:

1.- Para distancias comprendidas entre 0,4 y 39,7 mm.

a) Para % C menor a 0,2

$$J_d \text{ (HRC)} = 87(\%C) + 14(\%Cr) + 29(\%Mo) + 16(\%Mn) - \\ - 16 \sqrt{d} + 1,39 d + 22$$

b) Para % C mayor a 0,2

$$J_d \text{ (HRC)} = 78(\%C) + 22(\%Cr) + 21(\%Mn) + 6,9(\%Ni) + \\ + 33(\%Mo) - 16,1 \sqrt{d} + 1,17 d + 18$$

2.- Cuando la composición del acero está comprendida entre:

$$0,08 \leq (\%C) \leq 0,56$$

$$0,20 \leq (\%Mn) \leq 1,88$$

$$(\%Si) \leq 3,8$$

$$(\%Ni) \leq 8,94$$

$$(\%Cr) \leq 1,97$$

$$(\%Mo) \leq 0,53$$

$$1,5 \leq G_y \leq 11$$

Para distancias comprendidas entre 6,4 y 63,5 mm

$$J_d (\text{HRC}) = 88 \sqrt{\%C} - 5,33 \times 10^3 \sqrt{\%C} + 19(\%Cr) + \\ + 6,3(\%Ni) + 16(\%Mn) + 35(\%Mo) + 5(\%Si) - \\ - 0,82 G_y - 15,9 \sqrt{d} + 1,33 d - 2$$

3.- Cuando la composición química está comprendida entre:

$$0,1 \leq (\% C) \leq 0,6$$

$$0,45 \leq (\%Mn) \leq 1,75$$

$$0,15 \leq (\%Si) \leq 1,95$$

$$(\%Ni) \leq 5$$

$$(\%Mo) \leq 0,52$$

$$(\%Cr) \leq 1,55$$

$$(\% V) \leq 0,2$$

a) Si la distancia "d" al extremo es inferior a 6,4 mm

$$J_d (\text{HRC}) = 60 \sqrt{\%C} + 20$$

b) Si la distancia al extremo es superior a 6,4 mm pero inferior a 39,7 mm.

$$J_d (\text{HRC}) = 98 \sqrt{\%C} - 9,92 \times 10^3 d^2 \sqrt{\%C} + 20(\%Cr) + \\ + 6,4(\%Ni) + 19(\%Mn) + 34(\%Mo) - 19,05 \sqrt{d} + \\ + 18, d + 7$$

Donde: d = Distancia al extremo, medida en milímetros.

G_y = Tamaño o grosor de grano.

Método gráfico.

Este método resulta muy sencillo si se dispone de las curvas del ensayo Jominy, además de las curvas de enfriamiento de los aceros con las durezas indicadas, ambas para enfriamiento continuo.

El método consiste en:

1.- Sobreponer las curvas de enfriamiento del ensayo Jo---

miny (trazadas en papel translúcido) sobre las curvas de enfriamiento del acero en cuestión.

2.- Identificar el punto donde la curva del ensayo Jominy corta la de la temperatura M_s del acero.

3.- Bajar a partir del punto de corte, siguiendo la dirección de la curva de enfriamiento del acero, hasta donde se tiene indicada la dureza.

4.- Hacer lo anterior para cada una de las curvas de enfriamiento del ensayo Jominy en las diferentes distancias.

Ejemplo:

A continuación se desarrollará un ejemplo para un acero de la siguiente composición: C = 0,44%; Mn = 0,80%; Si = 0,31%; S = 0,031%; P = 0,03%; Ni = 0,46%; Cr = 0,96%; Mo = 0,05% y Cu = 0,18%; con un tamaño de grano de 9.

De este acero, conocemos la curva hecha experimentalmente, es decir la curva real; haremos entonces la curva de Jominy por el método empírico de Just y por el método gráfico.

Para hacer la curva por el método de Just, se usó la siguiente fórmula.

$$J_d \text{ (HRC)} = 88 \sqrt{\%C} - 5,33 \times 10^{-3} \sqrt{\%C} + 19(\%Cr) + 6,3(\%Ni) + \\ + 16(\%Mn) + 35(\%Mo) + 5(\%Si) - 0,82 G_y - \\ - 15,9 \sqrt{d} + 1,33 d - 2$$

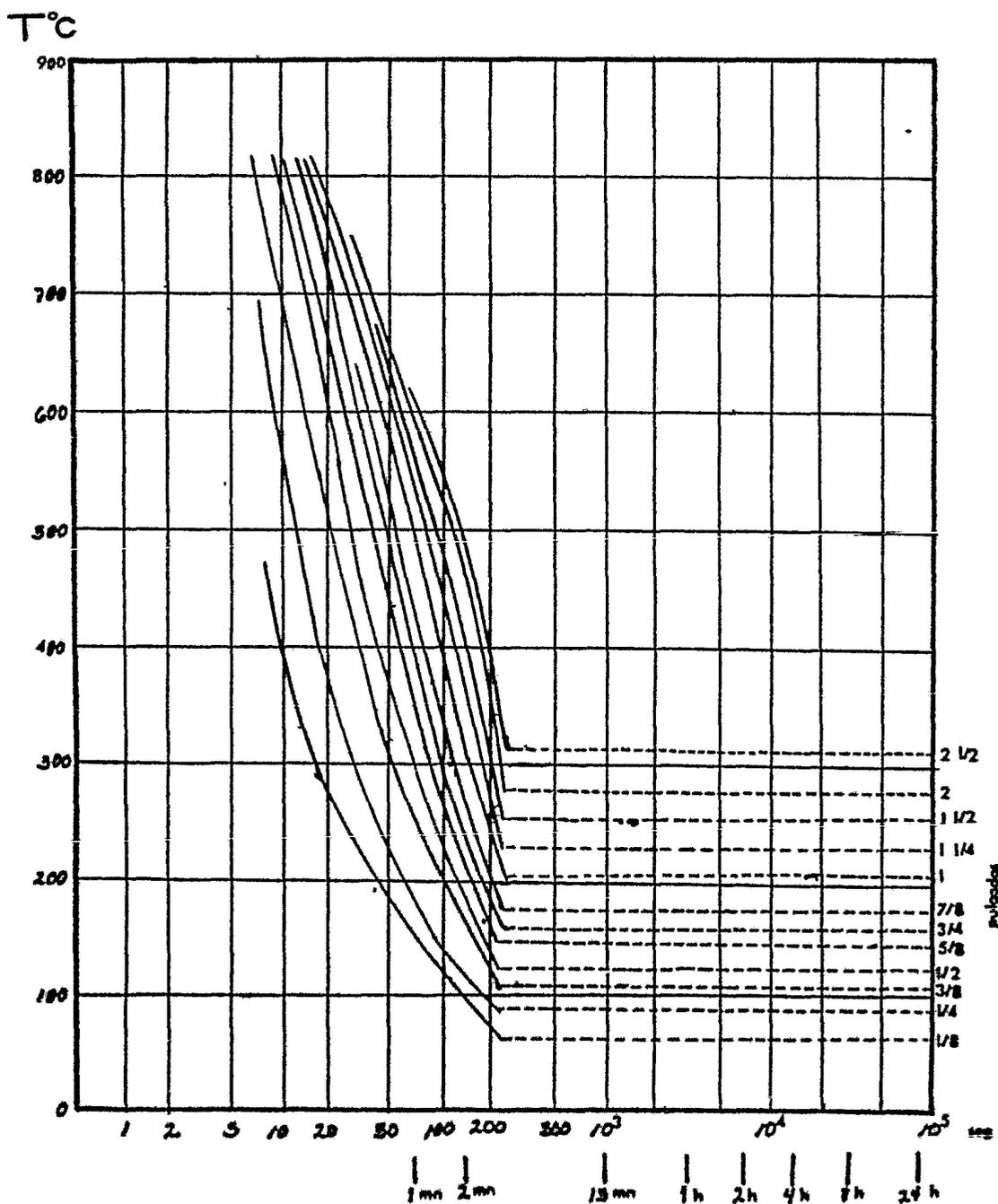
Y haciendo lo anteriormente indicado para el método gráfico, tenemos los siguientes resultados.

Distancia		Just (HRC)	Gráficas (HRC)
Pulgadas	Milímetros		
1/8	3,17	62,13	59
1/4	6,25	54,60	59
3/8	9,52	49,83	56
1/2	12,7	46,45	54
5/8	15,87	43,99	53
3/4	19,05	42,16	52
7/8	22,22	40,83	51
1	25,4	39,87	50
1 1/4	31,75	38,66	48
1 1/2	38,1	38,75	46
1 3/4	44,45	39,33	—
2	50,8	40,46	44
2 1/4	57,15	42,02	—
2 1/2	63,5	43,98	42

Tenemos entonces los elementos para construir las gráficas de Jominy; en la gráfica 1 tenemos la curva real, en la gráfica 2 tenemos la curva encontrada por las fórmulas empíricas de Just, en la gráfica 3 tenemos la curva obtenida por el método gráfico y en la 4 tenemos las tres anteriores.

Como se puede observar, en determinados casos el método gráfico, puede ser mucho más apegado a la curva real que la gráfica obtenida por Just.

Curvas de enfriamiento continuo del ensayo Jominy



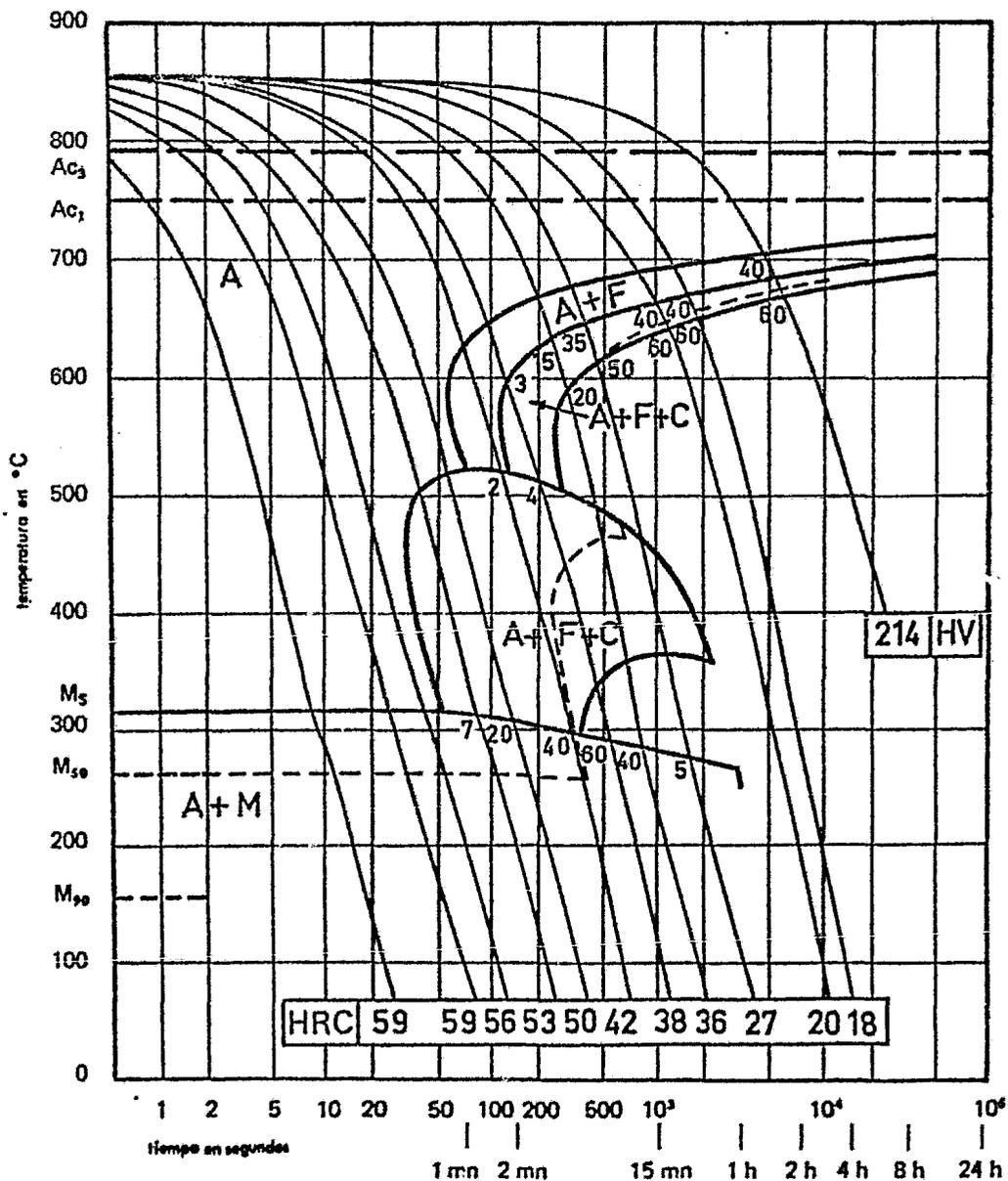
42 C 4

307

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,44	0,80	0,31	0,013	0,030	0,46	0,96	0,05	0,18

ostenido a 850 °C 30 mn

tamaño de grano : 9



CURVA JOMINY

TIPO DE COMPOSICION

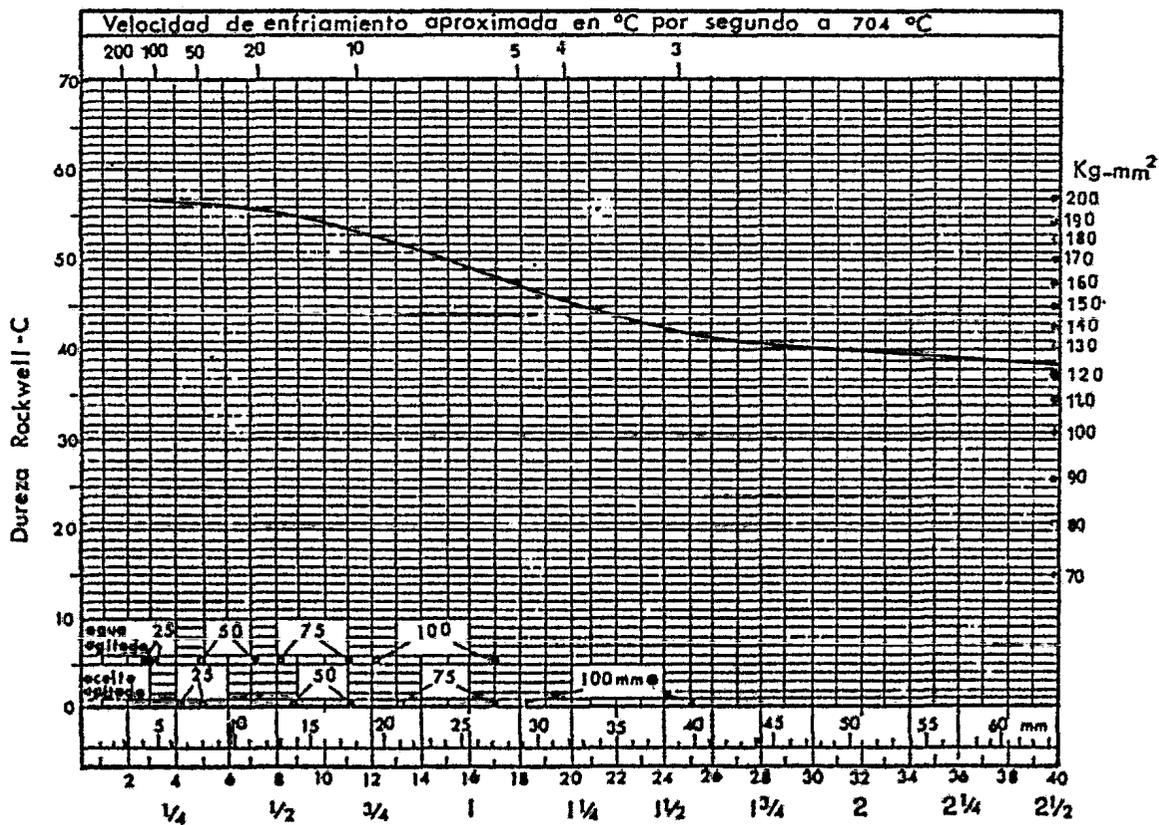
C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	V %	Cu %	W %	Co %	Al %
0,14	0,80	0,31	0,013	0,030	0,46	0,96	0,05	0,0	0,18	0,0	0,0	0,0

ACERO TIPO:

TAMAÑO DE GRANO: 9

TEMPERATURA DE TEMPLE: 850 °C

ENSAYO NUMERO: 1 real



Distancia desde el extremo templado de la muestra en 1/16 de pulgada

CURVA JOMINY

TIPO DE COMPOSICION

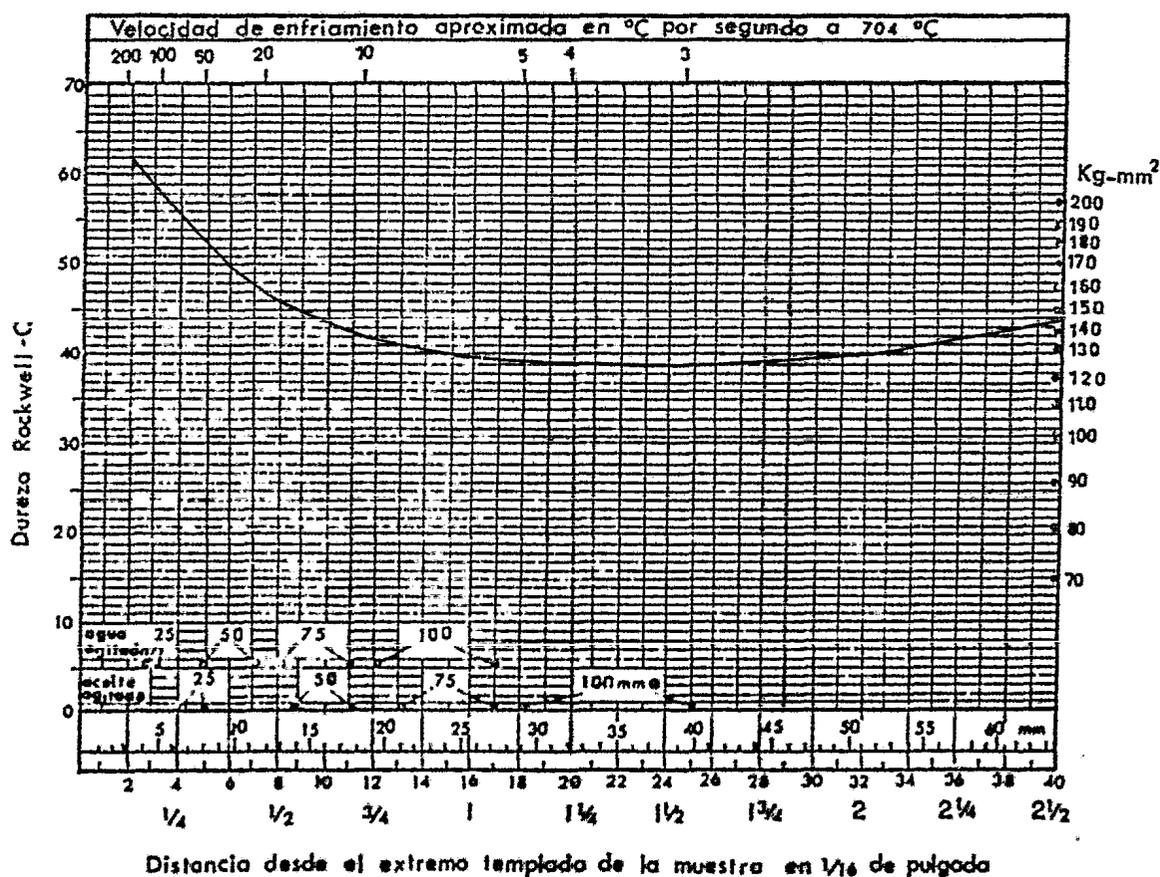
C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	V %	Cu %	W %	Co %	Al %
0,44	0,80	0,31	0,013	0,030	0,46	0,96	0,05	0,0	0,18	0,0	0,0	0,0

ACERO TIPO:

TAMAÑO DE GRANO: 9

TEMPERATURA DE TEMPLE: 850°C

ENSAYO NUMERO: 2 por just



CURVA JOMINY

TIPO DE COMPOSICION

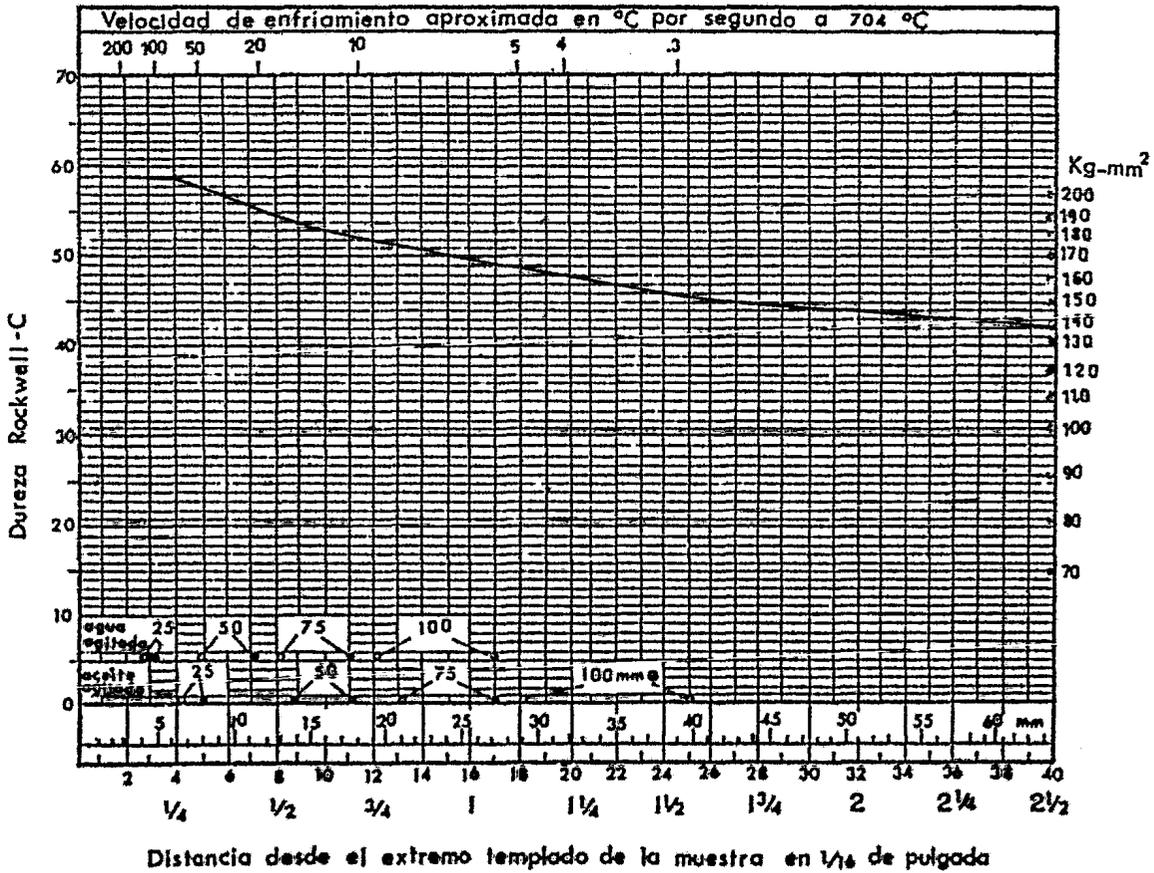
C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	V %	Cu %	W %	Co %	Al %
0,44	0,80	0,31	0,013	0,030	0,46	0,96	0,05	0,0	0,18	0,0	0,0	0,0

ACERO TIPO:

TAMAÑO DE GRANO: 9

TEMPERATURA DE TEMPLE: 850°C

ENSAYO NUMERO: 3 por gráficas



CURVA JOMINY

TIPO DE COMPOSICION

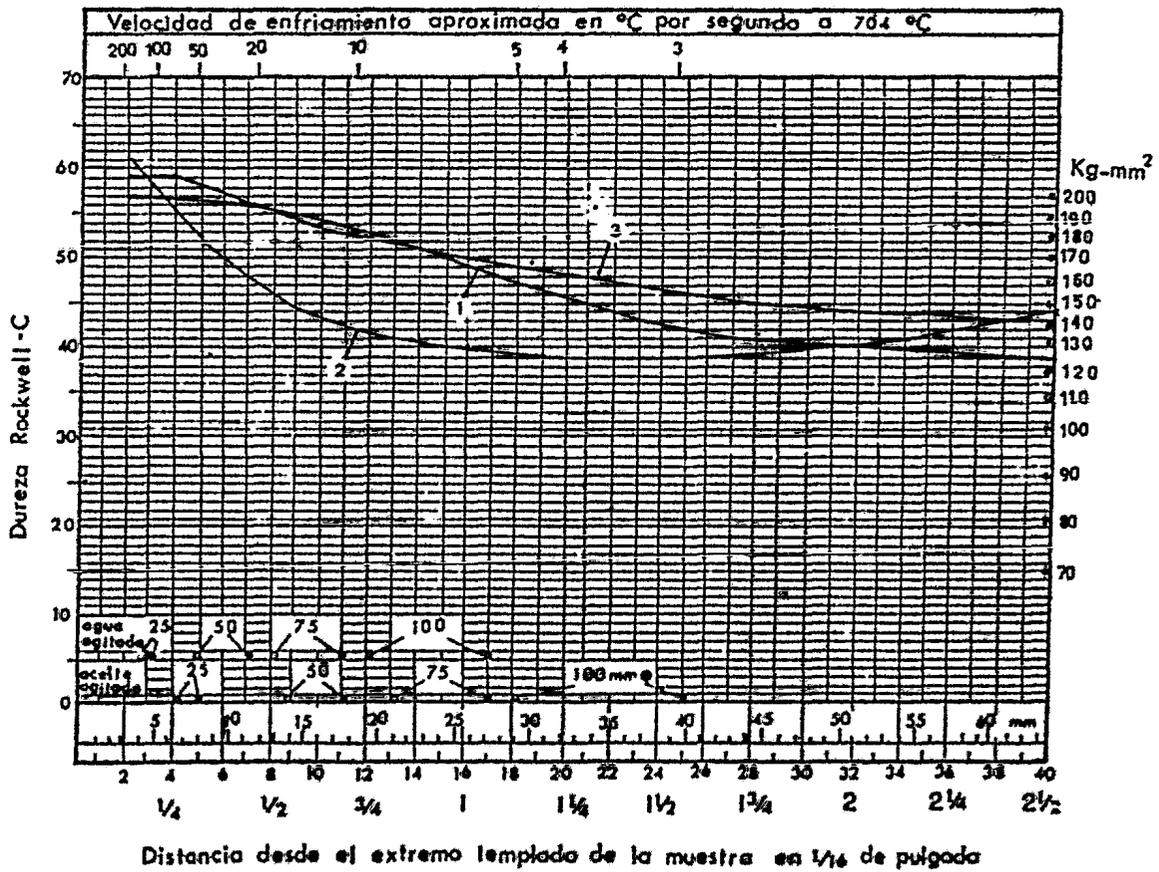
C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	V %	Cu %	W %	Co %	Al %
0,44	0,80	0,31	0,015	0,030	0,46	0,96	0,05	0,0	0,13	0,0	0,0	0,0

ACERO TIPO:

TAMAÑO DE GRANO: 9

TEMPERATURA DE TEMPLE: 850°C

ENSAYO NUMERO:



TODOS QUIEREN POSEER CONOCIMIENTOS;
PERO POCOS ESTAN DISPUESTOS
A PAGAR SU PRECIO.

JUVENAL.

Epilogo

Así termina este primer intento de explicar el enfriamiento en los tratamientos térmicos de los aceros, que esperamos sea de gran ayuda para todas las personas familiarizadas con este tipo de lectura.

El presente trabajo, el cual se ha discutido en forma somera, es un capítulo sobre los tratamientos térmicos de los aceros, contempla las ideas y sugerencias de autores que han escrito sobre el tema, más o menos gradualmente.

Cuando escribimos este trabajo, pensamos profundamente en su objetivo, pero era constantemente turbado por nuevas ideas nuevas líneas de pensamientos, tanto más que nos ocasionaban dificultades en los temas que nos habíamos propuesto. Fuimos frecuentemente sorprendidos por el resultado de nuestras reflexiones, por ejemplo; ¿Cuáles eran los temas que abarcaría nuestro trabajo? o bien, ¿Como y de que forma lograríamos ordenarlos sin que se perdiera el objetivo de nuestro trabajo?

Nos dio muchas dificultades el encontrar los propiso nombres para los diferentes temas. Algunos de ellos no nos satisfacen aún. Pero no pudimos encontrar otros mejores.

Originalmente, intentamos dilucidar el enfriamiento en los tratamientos térmicos de los aceros desde otros ángulos. Des--
seabamos hablar preferentemente del ensayo Jominy y sus aplicaciones, pero vimos que era necesario tratar ciertos temas también muy interesantes.

Escaparon muchas cosas por aclarar en este trabajo. Pero tuvimos que admitir que para ello era necesario, un trabajo dos o tres veces el actual. Creemos que el intento de sistematizarlos no nos condujo por un sendero apropiado.

Esto concluye el enfriamiento en los tratamientos térmicos

de los aceros y esto esperamos abra el camino de la crítica.

" Cuando más se escudriñan las
faltas de un impreso, tanto
es mayor la fama del que lo
compuso"

CERVANTES.

B I B L I O G R A F I A:

Institut de Recherches de la Siderurgie Française (IRSID):
Atlas des courbes de transformation des aciers de fabrication
française, 185 Rue Président Roosevelt 78104, St. Germain en
Laye, France 1974.

American Society for Metals: Metals Handbook, ninth edition
volume 4, Heat Treatings, American Society for Metals, U.S.A.
1981.

Apraiz Barreiro José: Tratamientos Térmicos de los Aceros,
Dossat S.A., 8ª Edición, Madrid, España 1981.

Avner H. Sydney: Introducción a la Metalurgia Física,
Mc Graw-Hill, México 1981.

Flinn A. Richard y Trojan K. Paul : Materiales de Ingeniería
y sus Aplicaciones, Mc Graw-Hill, México 1980.

Higgins A. Raymond: Ingeniería Metalúrgica, Volumen I Meta--
lúrgia Física Aplicada, Cía. Ed. Continental S.A. México 1963.

Maroni P. J.: Templabilidad, un método para seleccionar aceros,
Librería Mitre, Argentina 1976.

Jorochoilov Víctor y Gordon Jorge: Tratamientos Térmicos de
los Aceros.