

TEMPLE Y TEMPLABILIDAD DEL ACERO

• Temple del acero

A la hora de realizar un tratamiento térmico a un acero, lo primero que haremos será calentarlo hasta austenizarlo.

Un primer paso común previo al ajuste fino de las propiedades mecánicas de un acero es la obtención de un material completamente martensítico mediante el denominado temple.

Definimos el temple como el enfriamiento continuo tras la austenización en un medio de enfriamiento suficientemente rápido para evitar las transformaciones perlítica y bainítica y obtener una estructura martensítica.

- Variantes:

- Obtener una determinada mezcla de microconstituyentes
- Obtener una determinada dureza
- Obteniendo en un punto determinado de la pieza; p.e. si una pieza va a trabajar a flexión, no es necesario que el vides tenga tanta resistencia como la superficie.

- Conseguirlo depende de:

- Capacidad de enfriamiento del medio de temple
- Tamaño y punto considerado de la pieza
- Posición relativa de las zonas de transformaciones

períbica y bárbica en el diagrama TC.

Vamos a analizar con detalle cada uno de estos factores.

• Medio de enfriamiento

El templete se realiza sumergiendo el acero en un medio que le extrae calor, enfriándolo. Este medio puede ser cualquiera: aire, líquido, contacto con otro sólido, ... aunque lo más normal es que se realice en un medio líquido. En este caso, el enfriamiento se produce en tres etapas o fases:

- Fase vapor, caracterizada por tener poca pendiente lo que significa que la pieza se enfria poco aún cuando es el momento en que está más caliente! Ello se debe a que lo que enfria no es el líquido, sino el vapor del mismo que se ha formado por las altas temperaturas, y un gas enfria menos que un líquido.
- Fase de contacto líquido, es la que presenta una mayor velocidad de enfriamiento (pendiente más acusada) pues ya si es el líquido lo que está en contacto con la pieza en algunos puntos.
- Fase líquido; vuelve a disminuir la velocidad de enfriamiento pues cuando toda la pieza está en contacto con líquido, es porque está más fría, luego hay una menor diferencia de temperatura entre ambos.

VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO

- }. Martensita: velocidad alta (pte. acusada)
- }. Velocidades bajas - elementos más blandos.

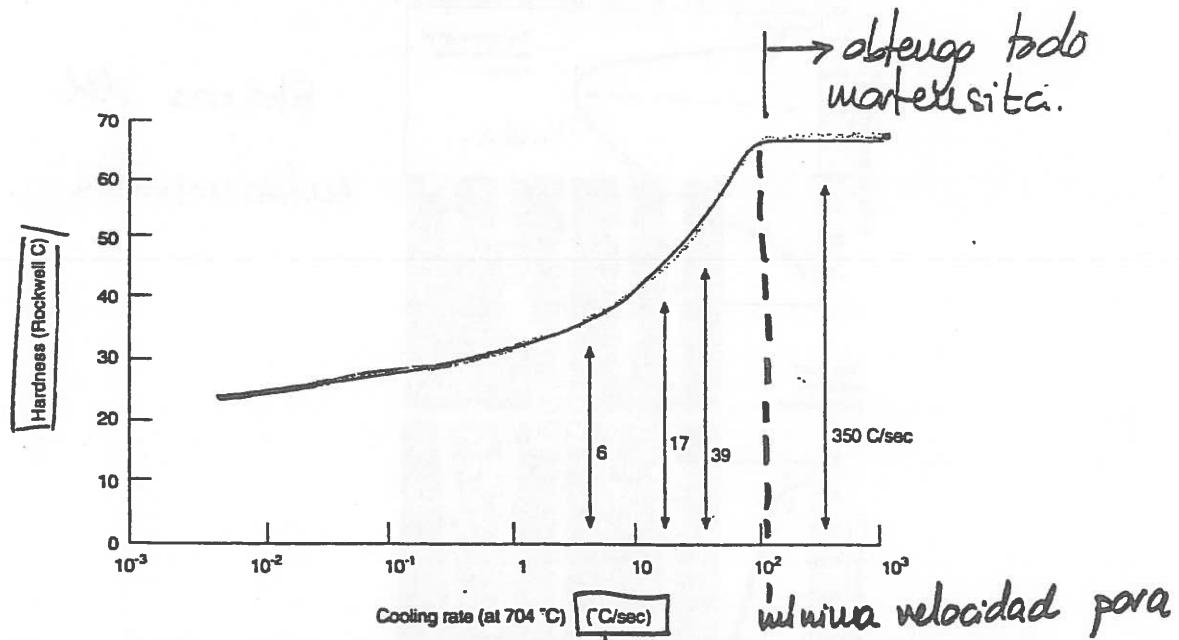
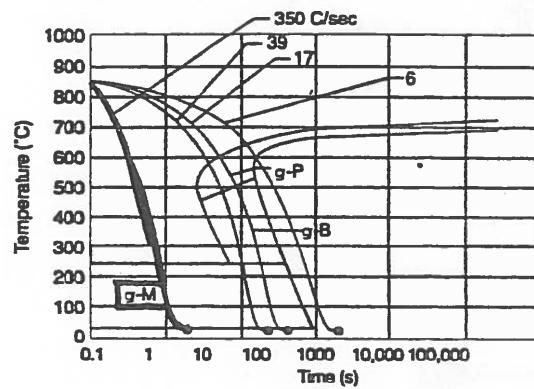


Fig. 3-2 The continuous cooling TTT diagram for a 1080 steel, with cooling curves superimposed, and showing the relation of the TTT diagram to the hardness-cooling rate curve for this steel. (TTT diagram from C.R. Brooks, *Heat Treatment of Ferrous Alloys*, Hemisphere Publishing Corporation/McGraw-Hill Book Company, New York (1979))

velocidad
enfriamiento.
transformar todo en
martensita.

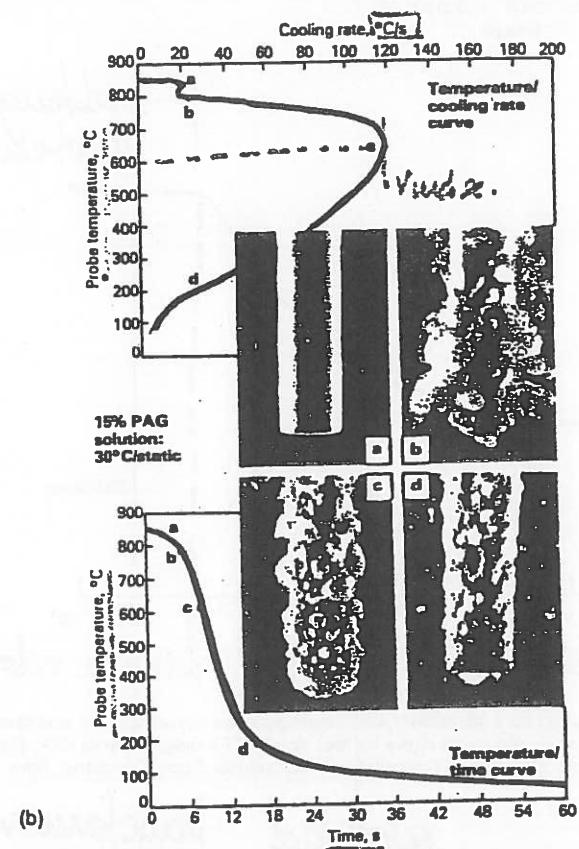
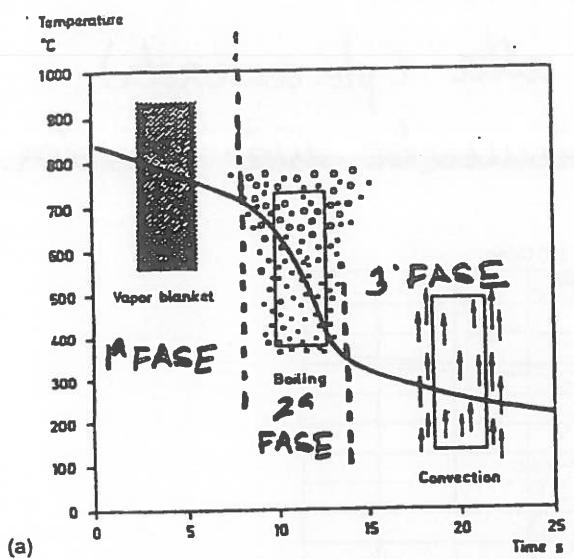


Fig. 4-1 (a) Schematic illustration of the three stages of cooling upon quenching a steel into a liquid. (b) Photographs of a cylinder quenched into a polymer quenchant, showing the three stages of cooling. ((a) from J. Bodin and S. Segerberg in *Quenching and Distortion Control*, G.E. Totten, editor, p 1, ASM International, Materials Park, Ohio, (1992), (b) from *Heat Treatment of Metals*, Vol 13, p 3 (1986))

La velocidad de enfriamiento es proporcional al gradiente térmico, que en esta tercera etapa es menor.

Por tanto, hay que tratar de minimizar la primera y última fases. Abreviar la primera puede conseguirse agitando levemente el líquido y usando un líquido cuya temperatura de ebullición sea alta, de forma que le sea más difícil formar vapor o al menos antes de hacerlo haya absorbido bastante calor. Suelen emplearse determinados aditivos para conseguir esto.

En la tercera etapa, el líquido, debido a la T, genera convección de forma que se va renovando (eso es bueno). Podemos "ayudarle" agitando.

Una forma de definir el medio de enfriamiento es mediante la velocidad de enfriamiento, que puede venir dada como valores medios o su valor a una temperatura. Suelen usarse la temperatura de 70°C

Ecuaciones

La cantidad de calor q extraído por unidad de tiempo y superficie viene dado por la ley de Newton:

$$\frac{dQ}{dt} = - M (T_s - T_{\text{air}})$$

[es calor extraído en la superficie]

signo -: extraigo calor

|
proporcional al gradiente de temperaturas

M = coeficiente de película : transmisión de calor
 del aceo al medio
 T_s = temperatura de la superficie
 T_{m0} = temperatura del medio.

la velocidad de enfriamiento es proporcional a ese calor extraido, o sea a la temperatura de la superficie

$$\frac{d(T_s - T_{m0})}{dt} = -c(T_s - T_{m0})$$

(A medida que saco calor, la superficie se enfria; dividiendo por el calor específico tenemos la diferencia de temperaturas inicial y final, o sea, la velocidad de enfriamiento)

c = constante de enfriamiento

$c = f(M, \text{tamaño, geometría, prop. térmicas de la pieza})$

Integrando esta última expresión, obtenemos que la ley de enfriamiento es exponencial. Definiendo U , una variable adimensional :

$$U = \frac{T_s - T_{m0}}{T_a - T_{m0}} = \exp [-c(t - t_0)] \quad (\text{temperatura fraccional})$$

T_a = T. austenización (la inicial de la pieza)

$T_a - T_{m0} \rightarrow$ gradiente inicial de temperaturas.

↑ T_{m0} no es bueno, pues estarías más cerca del punto de ebullición, que no me interesa pues se forman vapores.

Existen valores de temperatura fraccional diferentes para cada punto de la pieza, cada tamaño y cada medio de enfriamiento, que fueron tabulados por Russell (generalmente no se emplea)

El calor que se extrae de la superficie, hace que ésta se enfríe, de forma que aparece un gradiente de temperaturas entre el medio y la superficie de la pieza que da lugar a una transmisión de calor del medio a la superficie. La cantidad de ese calor transmitido, tomando un valor medio para una pieza cilíndrica de diámetro D viene dada por:

$$\frac{dQ}{dt} = -k \frac{T_c - T_s}{D/2}$$

k = conductividad térmica del aire

$r = D/2$ = distancia medio-superficie

T_c = temperatura en el aire, medio

T_s = temperatura en la superficie

Llega un momento en el que el calor que extraigo por la superficie es el que le llega desde el medio, luego igualando esas expresiones:

$$\frac{T_c - T_s}{T_s - T_m} = \frac{M}{2k} D = H \cdot D = n^{\circ} \text{ de Biot}$$

severidad

H es el factor de severidad de fémple de un medio
de enfriamiento ó número de Grussmann. Depende de:

- k (conductividad térmica): conocido y poco variable en los aceites (en la mayoría vale \pm lo mismo)
- M que depende de muchos factores:
 - viscosidad
 - temperatura
 - rugosidad de la pieza \uparrow sup. contacto \rightarrow saco más calor, aunque el agua hace más difícil la renovación.
 - agitación del medio
 - temperatura del medio

El producto $H \cdot D$ es adimensional, luego H tiene unidades de 1/largitud: $[H] = \frac{1}{[l]}$

El valor de H está relacionado con la velocidad de enfriamiento conseguida por el medio. Los medios de enfriamiento más usuales son:

- Aire
- Agua (con o sin aditivos)
- Aceites minerales y animales
- Aceites vegetales (biodegradables): más recientes y ecológicas
 - Soluciones de polímeros PVA alcohol polivinilo
 - PAG glicol polialquilenos
 - ACR acrilato
 - PVP polivinil pirrolidona
 - PEO polietil oxazolina

VALORES DE H : factores de severidad de enfriamiento.

Table 6.3. Relative Cooling Rates in Different Quenching Media (Ref 6.16, 6.22)

Quenching medium	Cooling rate (a) from 717 to 550 °C (1328 to 1022 °F) relative to that for water at 18 °C (65 °F)	Quenching medium	Cooling rate (a) from 717 to 550 °C (1328 to 1022 °F) relative to that for water at 18 °C (65 °F)
Aqueous solution, 10% LiCl	2.07	Oil 20204	0.20
Aqueous solution, 10% NaOH	2.06	Oil, Lupex light	0.18
Aqueous solution, 10% NaCl	1.96	Water at 122 F	0.17
Aqueous solution, 10% Na ₂ CO ₃	1.38	Oil 25441	0.16
Aqueous solution, 10% H ₂ SO ₄	1.22	Oil 14530	0.14
Water at 32 F	1.06	Emulsion of 10% oil in water	0.11
Water at 65 F	1.00	Copper plates	0.10
Aqueous solution, 10% H ₃ PO ₄	0.99	Soap water	0.077
Mercury	0.78	Iron plates	0.061
Sn ₃₀ Cd ₇₀ at 356 F	0.77	Carbon tetrachloride	0.055
Water at 77 F	0.72	Hydrogen	0.050
Rape seed oil	0.30	Water at 166 F	0.047
Trial oil No. 6	0.27	Water at 212 F	0.044
Oil P20	0.23	Liquid air	0.039
Oil 12455	0.22	Air	0.028
Glycerin	0.20	Vacuum	0.011

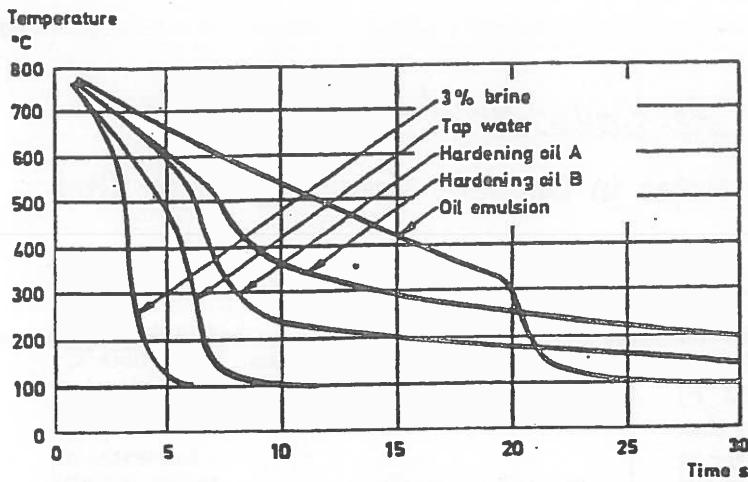
(a) Determined by quenching a 4-mm nichrome ball, which when quenched from 860 °C (1580 °F) into water at 18 °C (65 °F) cooled at the rate of 1810 °C (3260 °F) per second over the range 717 to 550 °C (1328 to 1022 °F). This cooling rate in water at 18 °C (65 °F) is rated as 1.00 in the table, and the rates in the other media are compared with it. (Ref 6.22)

Estos son los valores que realmente se suelen utilizar

* Siempre es importante provocar algo de agitación

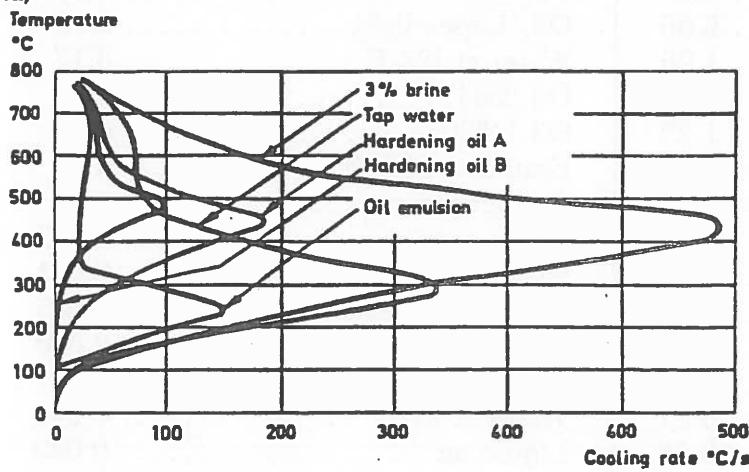
Table 6.2. Severity of Quench (H) for Various Quenching Media (Ref 6.16, 6.21)

	Air	Oil	Water	Brine
No circulation of fluid or agitation of piece	0.02	0.25 to 0.30	0.9 to 1.0	2
Mild circulation (or agitation)	...	0.30 to 0.35	1.0 to 1.1	2 to 2.2
Moderate circulation	...	0.35 to 0.40	1.2 to 1.3	...
Good circulation	...	0.4 to 0.5	1.4 to 1.5	...
Strong circulation	0.05	0.5 to 0.8	1.6 to 2.0	...
Violent circulation	...	0.8 to 1.1	4	5



Curvas de enfriamiento en diferentes medios.

Fig. 4-2 Cooling curves at the center of silver spheres upon quenching into the media indicated. (From same source as Fig. 4-1a)

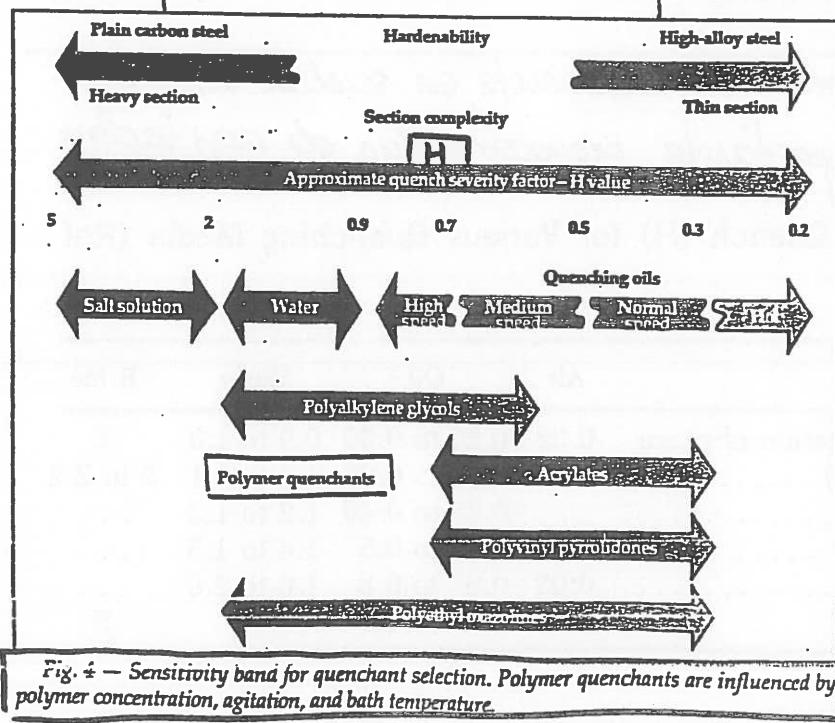


Velocidades de enfriamiento en diferentes medios y temperaturas.

Fig. 4-3 Cooling rate as a function of cooling temperature derived from the curves in Fig. 4-2. (From same source as Fig. 4-1a)

Aços al carbono

-Aços alta aleación.



Variaciones de H modificando proporciones de aditivos, ...

M/14/

Fig. 5 — Comparison of the cooling characteristics of water, a 30% PAG solution, a 35% ACR solution, and a normal-speed oil.
All agitated at 1000 rpm and tested at 40°C (100°F) with a Wolfson probe.

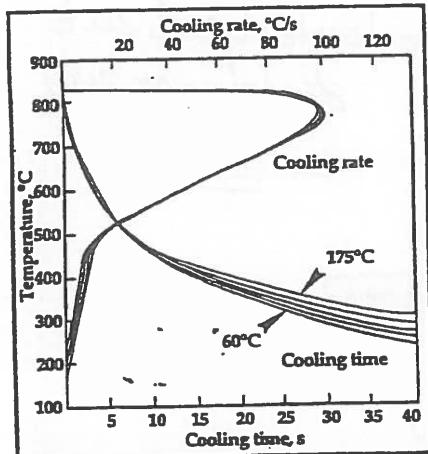
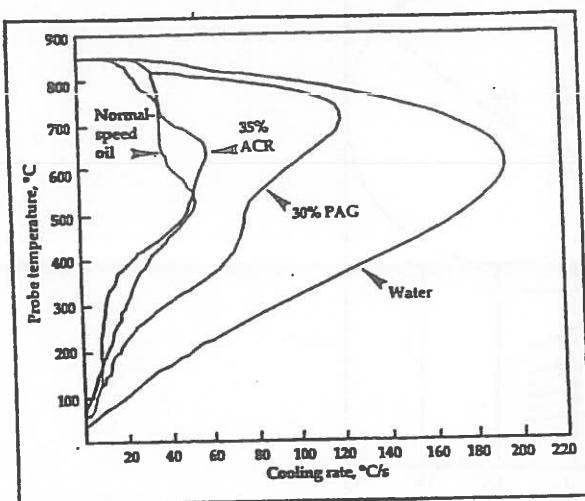


Fig. 7 — Effect of bath temperature (60, 95, 120, 150, and 175°C) on the cooling characteristics of Bio-Quench.

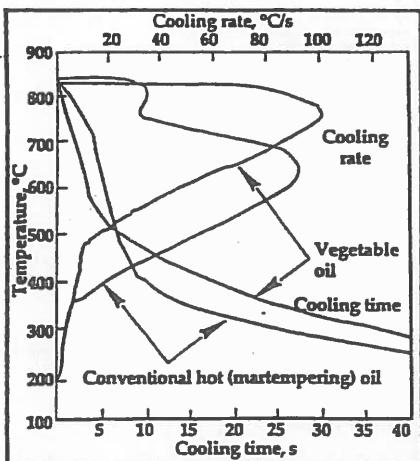


Fig. 9 — Comparison of the cooling characteristics of Bio-Quench and a conventional hot oil at 120°C (250°F).

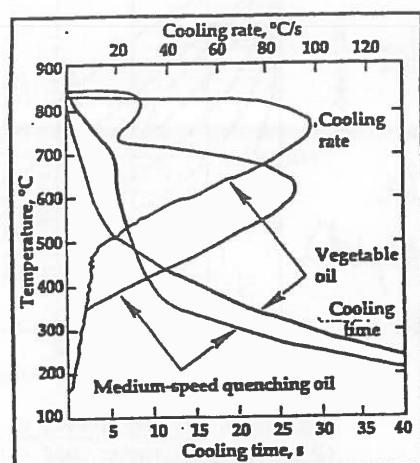


Fig. 6 — Comparison of the cooling characteristics of Bio-quench and a conventional medium-speed quench oil at 60°C (140°F). The vegetable-oil product cools faster at higher temperatures, slower at lower temperatures, and does not exhibit a vapor phase as do most other quenchants.

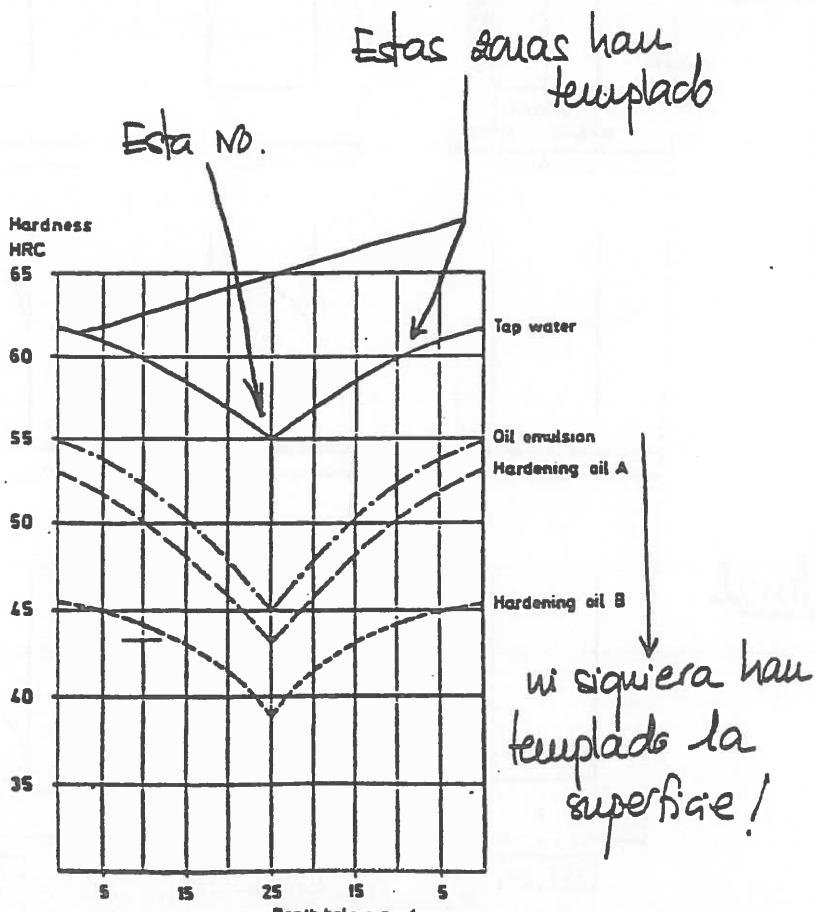


Fig. 4-4 — Hardness profiles across a 50 mm diameter cylinder after quenching into the media indicated. (From same source as Fig. 4-1a)

↓ Dureza a lo largo de un diámetro.

vas de
friaientes
bs diferentes
itos de una
esa desde la
pericie (la + rapida)
sta el ncleo
(la + lenta)

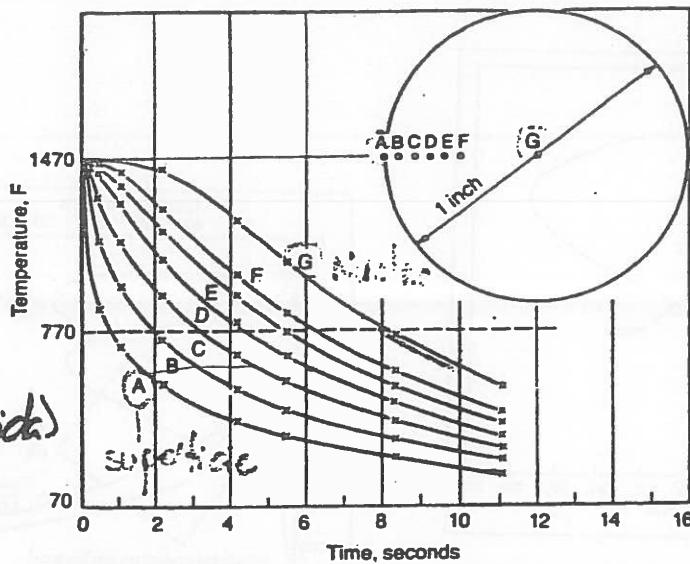


Fig. 6.10. Cooling curves at various positions in a 1-in. (25.4-mm) diameter bar quenched with a severity of quench $H = 4$. (Ref 6.16)

Importante gradient
de temperaturas
L fuscales

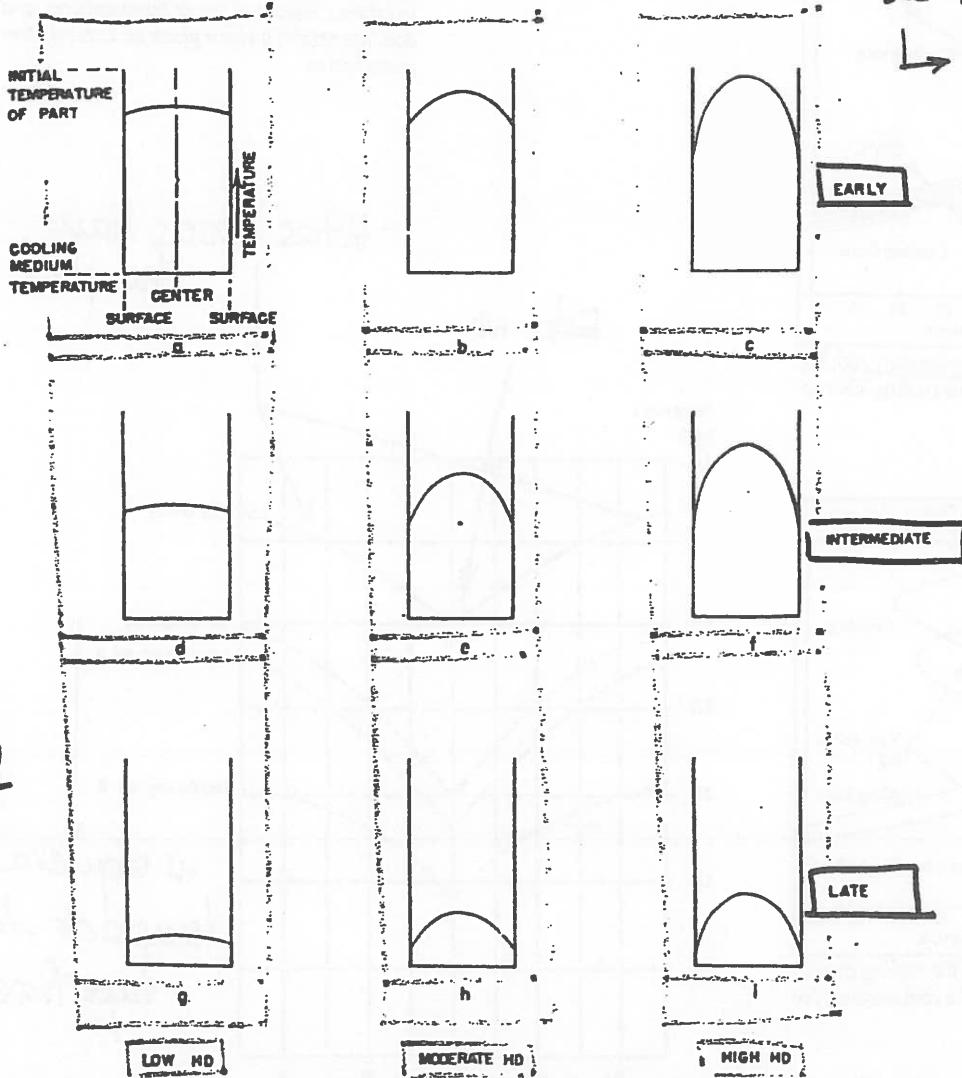


Fig. 4-5 Schematic diagrams illustrating significance of the product HD (or HI) on the temperature distribution across a cylinder. Time during quenching increases from top to bottom. (From J.H. Hollomon and L.D. Jaffee, *Ferrous Metallurgical Design*, Wiley, New York (1947). Reprinted by permission of John Wiley & Sons, Inc.)

los gradientes de temperatura en la pieza dependen del calor HD, siendo tanto mayores cuanto mayor lo sea HD. Tenemos de tener en cuenta que cuando la diferencia de temperaturas entre nido y superficie es grande, como la superficie intenta perder volumen pero el nido no puede, se lo impide, se generan tensiones, tanto mayores cuanto mayor sea el gradiente. A altas temperaturas, estas tensiones pueden ser absorbidas por deformación plástica (absorbe el cambio de volumen), pero a bajas temperaturas! \Rightarrow agrietabilidad del acero

Vemos entonces la importancia de HD. Si HD es pequeño y D es pequeño (pieza pequeña) templare la pieza y lo haré sin tensiones, pero si D es grande puede que no lleguemos a templar.

[Si HD es pequeño, sacamos poco calor, pero si la pieza es pequeña se enfriará rápido. ¡mundo ojo con no confundir conceptos]

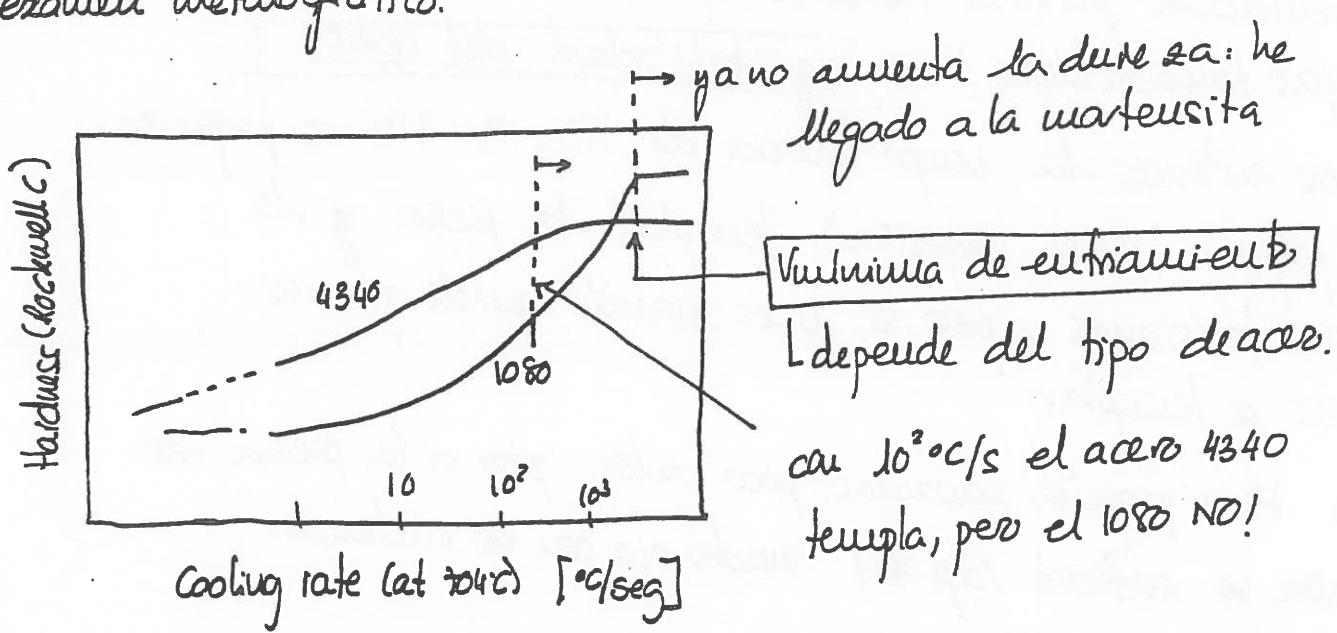
• Templabilidad

Definimos la templabilidad como la capacidad de templar de un acero o de formar martensita cuando se enfria desde la temperatura de austenización.

Es una propiedad del acero que depende de la posición de las curvas de transformación y éstas del contenido en aleaciones del acero y del tamaño de

grado austenítico. (factores de templabilidad.)

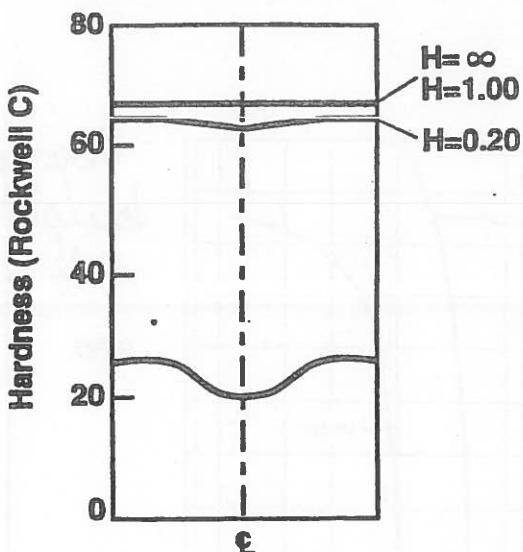
Para medirla, podemos emplear la velocidad mínima crítica de enfriamiento, aunque no es muy práctico pues ésta depende de muchas cosas. Otra forma de medir la templabilidad es la profundidad de pieza templada (penetración de temple o radio límite) para cada medio de enfriamiento, que se deduce de curvas de dureza o ensayo metalográfico.



La quanto más lenta sea la velocidad crítica de enfriamiento, mayor templabilidad tiene ese acero, aunque como hemos dicho es un dato poco práctico.

Las curvas de la II representan curvas de dureza en función de la posición del punto en que se mide (más cerca de la superficie, más lejos,...) para diferentes valores de H (ver fig 4-17)

CURVAS DE
LA H



mos en esta figura
, p.e., para $H=1.00$
ha templado
una pequeña zona
la superficie,
y para $H=0.20$
ha templado
VADA!

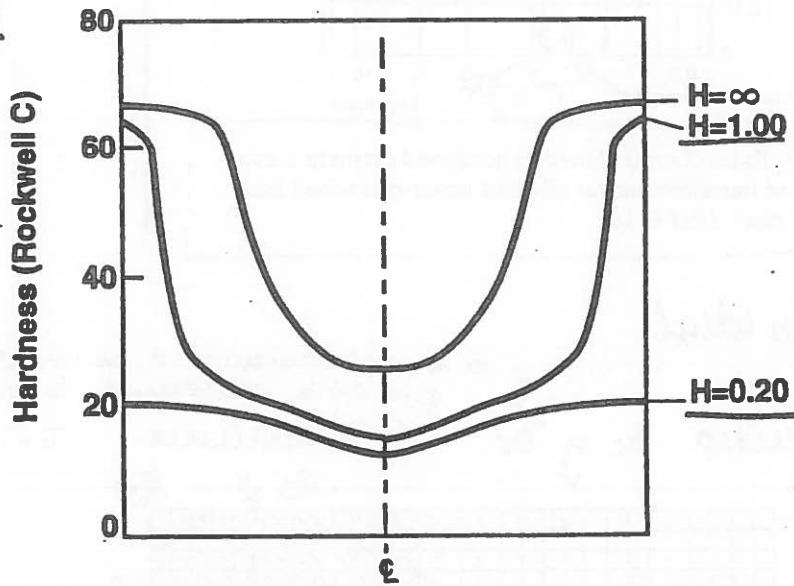
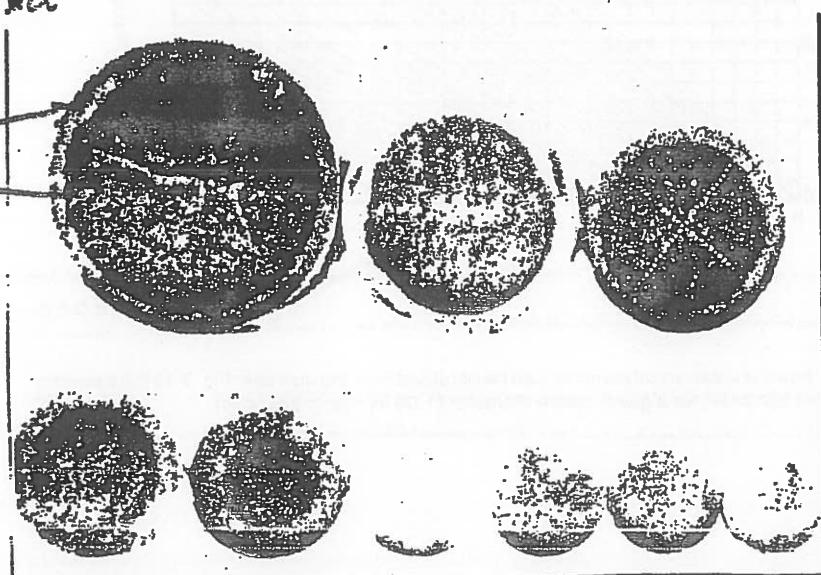


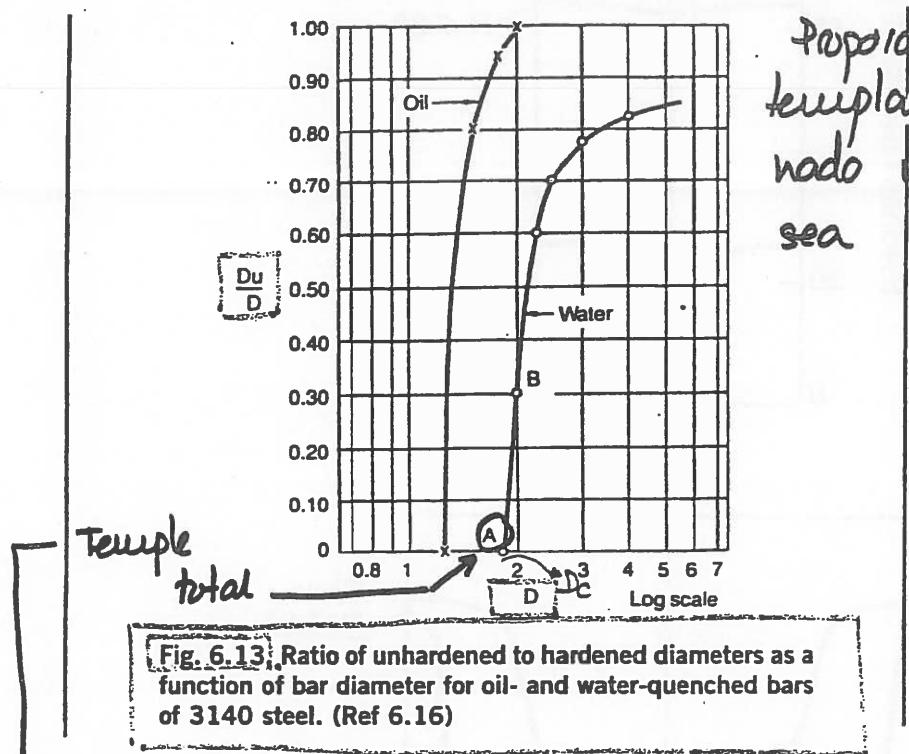
Fig. 4-19 Hardness across the diameter of 1 and 3 inch diameter cylinders when using quenchants of $H = 0.1.00$ and ∞ . These curves are based on the minimum in the hardenability band of a 1340H steel

ccida de una pieza
de se ve la zona
templada (exterior)
a no templada



aprecia que
se la
no templada
mucho mayor
esta se completa.

Fig. 3-15 Etched cross-sections of cylinders of a 1090 steel which were quenched in water. (From M.A Grossmann, M. Asimov and S.F. Urban, in Hardenability of Alloy Steels, American Society for Metals, Metals Park Ohio (1939))



Dímetro crítico ideal
 Equivalencia entre D_c y D_i : Grossmann. $T_e = T_m \Rightarrow [H = \infty]$

↑ el correspondiente a un "medio ideal" que enfria instantáneamente la superficie:

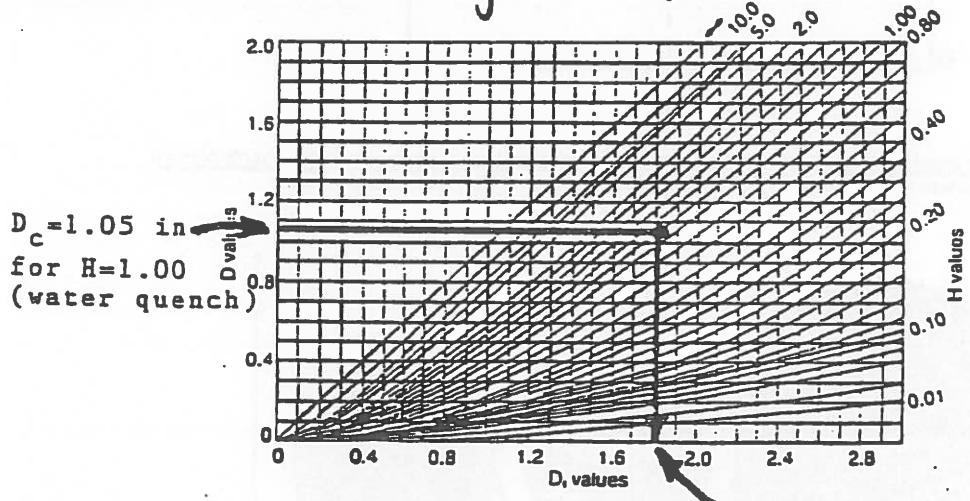


Fig. 3-20 Illustration of how the ideal critical diameter can be obtained from the curves in Fig. 3-19 if the severity of quench is known ($H = 1.0$ in this case) for a given critical diameter (1.05 inches in this case)

das curvas de la η me proporcionan, por tanto, datos de η parte que no ha templado para una barra de dimensiones determinadas (D) en un medio determinado (H).

Sigue su ser demasiado práctico, pues el dato sólo me vale para ese diámetro y ese medio.

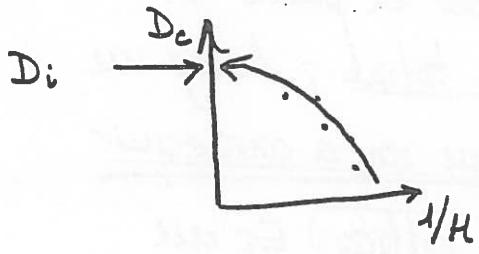
El siguiente paso es proporcionar en una gráfica (ver fig 6.13) datos sobre aquello no se templa (D_u) en un determinado medio, para diferentes tamaños de pieza.

El valor representado en esa figura por el punto A (agua no templada = 0) indica el temple total, luego me proporciona el máximo diámetro con el que voy a conseguir el temple total, denominado diámetro crítico. Es un dato de templabilidad completa: si el diámetro de una pieza es inferior o igual, sabemos que templaremos completamente, y que si es mayor, lo máximo que voy a poder templar es tanto: p.e. en el caso de la figura, si $D=2$ (mayor que A), lo máximo que puedo templar en agua es un 70%, pues lo que no templa, $\frac{D_u}{D}$ es 0.30.

Aún así sigue teniendo el problema de la dependencia con el medio de extracción (H). El siguiente paso es definir un medio que me sirva como punto de comparación, de

forma que cuantifiquemos realmente la templabilidad dando un número que se refiera a un diámetro crítico en un medio concreto.

Ese medio es definido por Grossmann, medio ideal ($H=10$) en el que el tiempo de la superficie es instantáneo para cualquier D (no es un valor real, no existe!). Por tanto, el diámetro crítico ideal es el correspondiente a un medio ideal que enfria instantáneamente la superficie. Este valor lo obtuvo Grossmann por extrapolación de los diferentes datos de diámetro crítico para los diferentes medios.

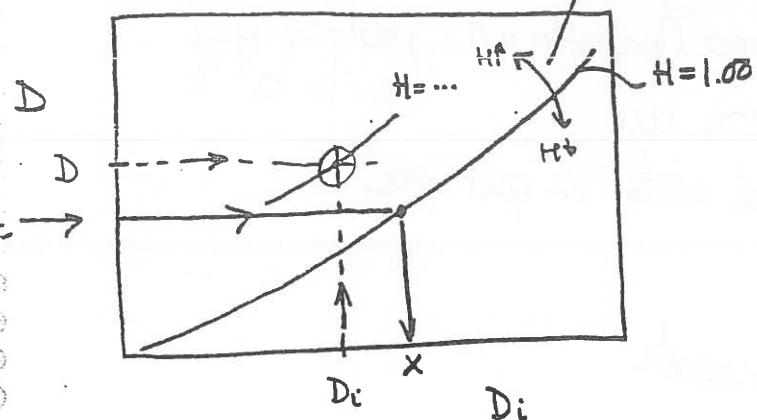


De esta forma obtenemos una cifra totalmente representativa del comportamiento del aceo en el tiempo.

Como todo, tiene su inconveniente, y en este caso es que un medio nunca será ideal. No me sirve de nada saber qué diámetro tengo que poner para templar completamente en un medio ideal si no lo tengo!

Por ello, Grossmann estableció la equivalencia entre diámetros críticos ideales, D_i y diámetros críticos D_c en diferentes medios

(Fig. 3-20)

distribuye valores de H .

Estas curvas me proporcionan información muy valiosa:

- Con un solo valor de D_c obtengo D_i (antes tenía que calcular muchos y extrapolar). Si conozco D_c en un medio H , obtengo el D_i correspondiente.
- Si tengo una barra con un diámetro D y conozco su D_i , obtengo en qué medio he de templar!
- Si tengo un diámetro D y un medio H y obtengo que $D > D_i$, sabremos que no lo templaremos!

Hasta ahora hemos considerado un criterio de templabilidad completa, esto es, toda la austenita se transforma en martensita, pero hay otros criterios, que definió Hollomon, que consideran la posibilidad de que el resultado no sea todo martensita.

Templabilidad martensítica al 99% y al 50% { DM99
DM50

Templabilidad perlítica y bainítica (al 99% y al 50%)

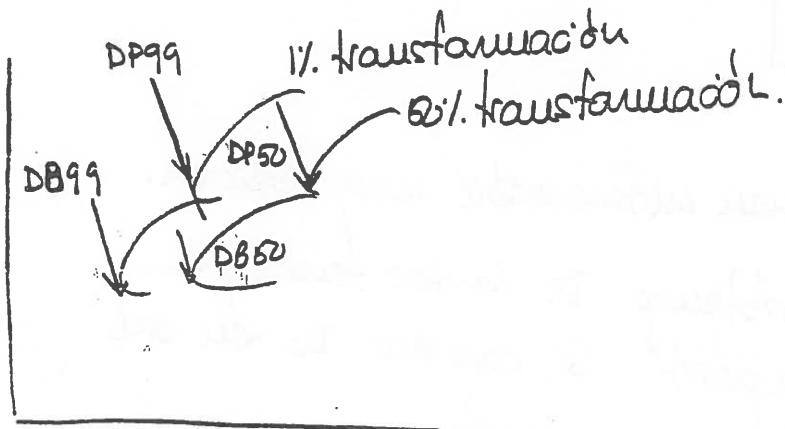
DP99

DB99

DP50

DB50

- ⌚ DP99 : evita la zona perlítica para obtener un 99% de martensita o lo que sea (bainita y M,...) sólo se que entra la P.
- DP50 : obtenemos al menos un 50% de martensita y el resto lo que sea.



Grossmann y Hollomon dedujeron métodos empíricos para calcular D_i a partir de los factores de temprabilidad:

$$D = A \cdot B(G, \%C) \cdot \prod(1 + a_i \cdot \%X_i)$$

G = tamaño de grano

X_i = cantidad aleantes

A, a_i dependen del criterio de temprabilidad (DP99, DB50...)

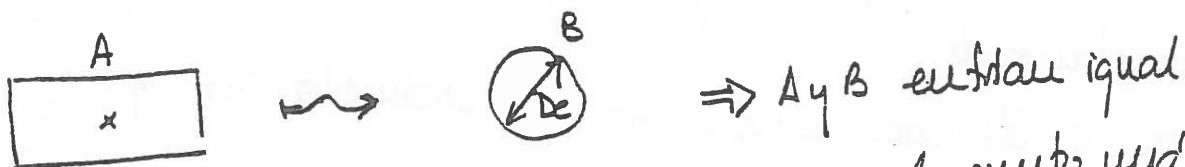
⌚ son valores aproximados, con un margen de error, pues se trata de valores experimentales.

• Diducto del redondo equivalente

Hasta ahora hemos estado hablando de barras de sección circular considerando que son muy largas. ¿Qué ocurre si nuestra pieza no es así?

El diducto del redondo equivalente de una pieza de sección cualquiera es el de una barra de sección circular y longitud infinita (redondo equivalente), cuyo centro se enfria a la misma velocidad que el centro de la pieza.

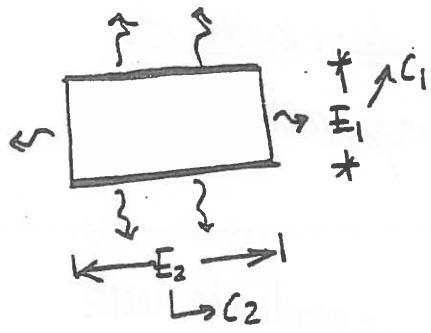
(Se consideran velocidades de enfriamiento a 704°C).



[consideramos el centro de la pieza pues es el punto más desfavorable para el enfriamiento]

El enfriamiento de una pieza dependía de la constante c de enfriamiento, ¿cómo la definir para piezas no circulares?

Los enfriamientos de dos chapas de



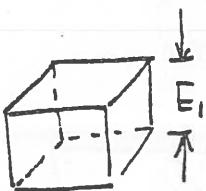
espesor, E_1 y E_2 son

$$u_1 = \exp [-c_1(t - t_0)]$$

$$u_2 = \exp [-c_2(t - t_0)]$$

⇒ una barra de sección rectangular $E_1 \cdot E_2$ tendrá un enfriamiento tal que $u = u_1 \cdot u_2 \rightarrow C \approx c_1 + c_2$
(evacua calor x las dos "chapas" que la forman).

Tridimensionalmente se razona de forma análoga: p.e. si tengo un cubo:



$$\rightarrow C = 3 \cdot C_1$$

$$C = \sum C_i$$

Para una barra corta, como la de las prácticas.



C_1 : constante de enfriamiento de una chapa de espesor E_1

C_2 : constante de enfriamiento de una barra larga de diámetro D_2

⇒ la constante de enfriamiento de una barra corta de diámetro D_2 y longitud E_1 será

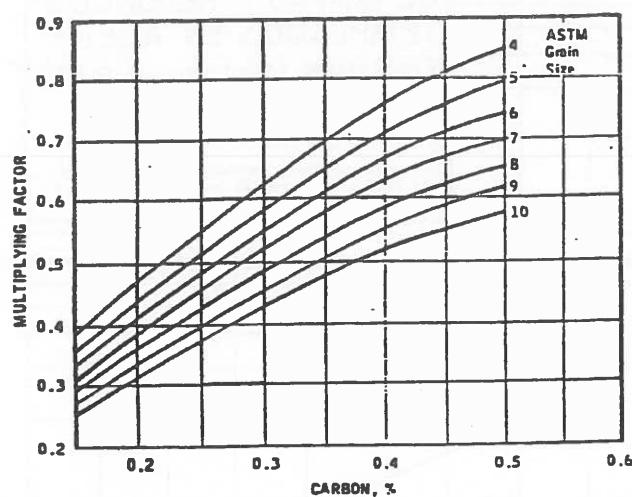
$$C = C_1 + C_2$$

• ensayo Jouiny de templabilidad

cuando Grossmann determinó las equivalencias de D_0 y D_1 , lo que había era templar muchas barras en diferentes medios, luego lo hacía a diferentes velocidades de enfriamiento. (en la determinación de diámetro equivalente esto no es necesario).

Jouiny diseñó un ensayo en el que se reproducía una amplia gama de velocidades de enfriamiento (de 3 a 350 °C/s) en una misma probeta.

M1/147



Gráfica inicial
de Grossmann
[función del
tamaño de
grano.]

Fig. 3-26 The ideal critical diameter for iron-carbon alloys as a function of carbon content and austenite grain size. (From C.A. Siebert, D.V. Doane and D.H. Breen, *The Hardenability of Steels*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio (1977))

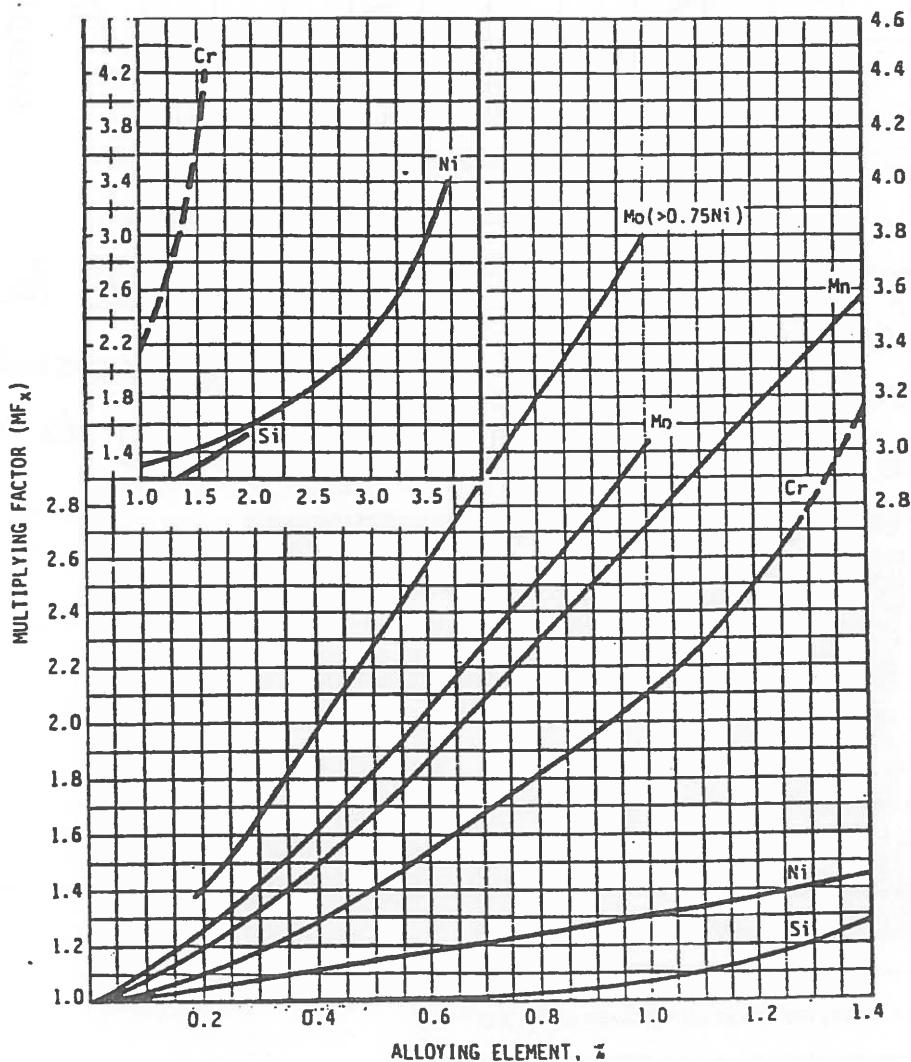
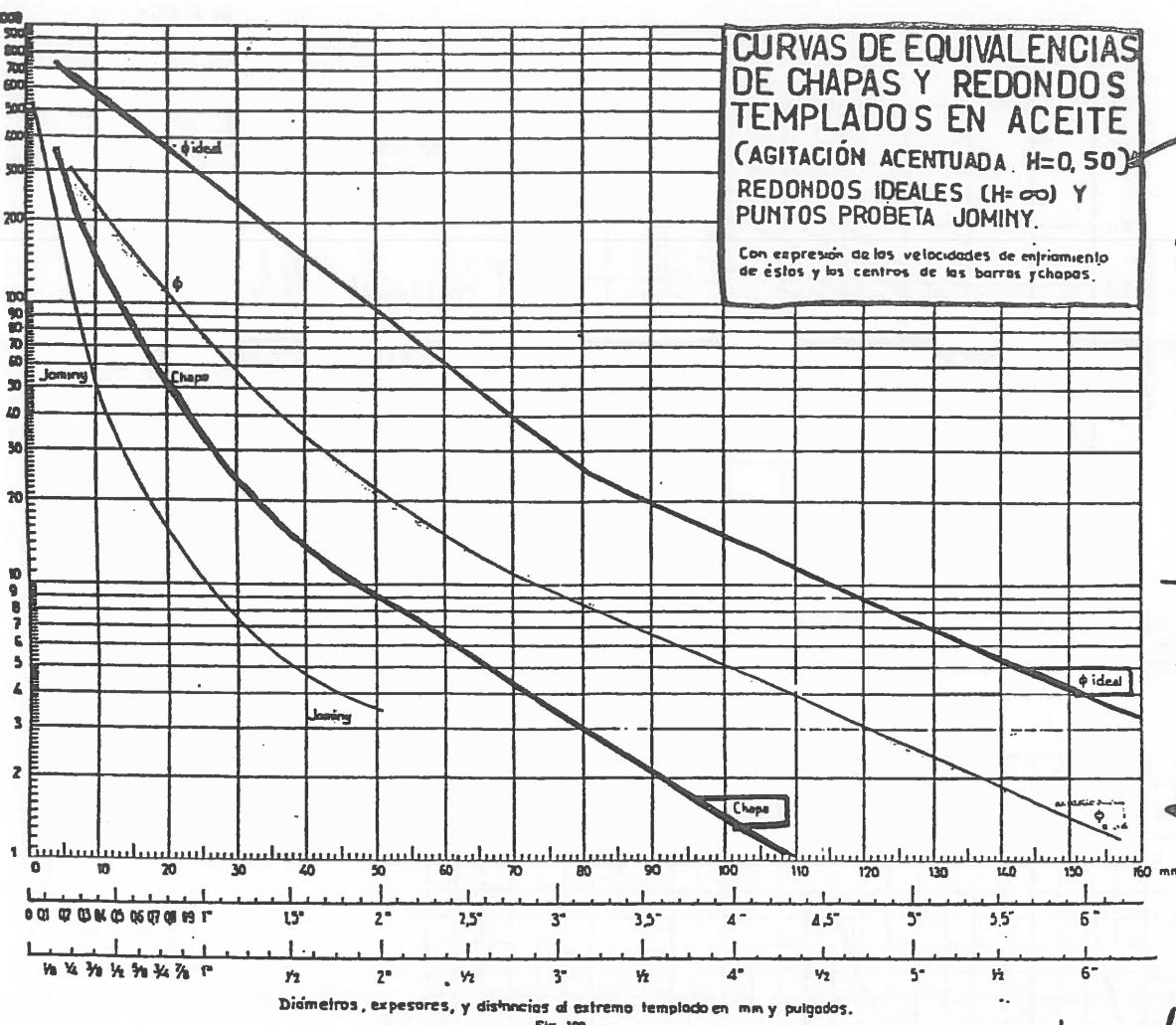


Fig. 3-27 Average multiplying factors for several elements in alloy steels containing 0.15 to 0.25% C. (From *Metal Progress*, Vol. 100, p 69 (Sept 1971))



ACEITE

↑ Tiene muchos errores, pero es normal pues es de los autores y no había buenos equipos de medida!

Velocidades de enfriamiento segú la dimensión de la chapa o barra redonda → puede emplearse para obtener dimensiones equivalentes: p.e. una chapa de 50 mm le corresponde un ϕ_{id} de ~100 mm.

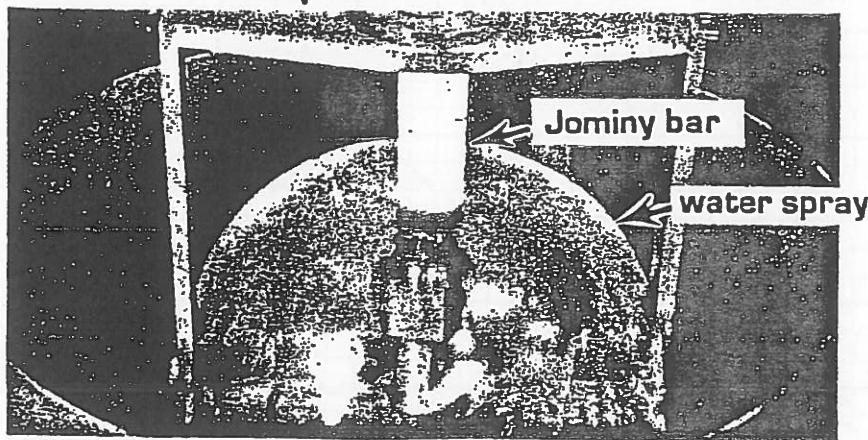


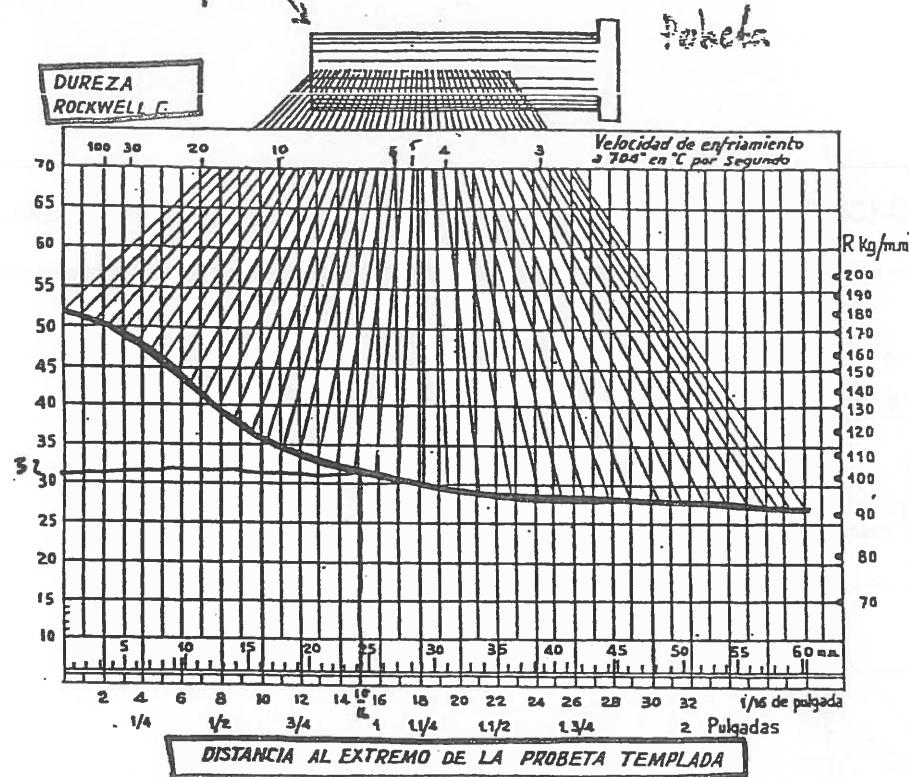
Fig. 3-5 Description of the Jominy test. (From same source as Fig. 3-2)

M/148

extremo templado

HRVA

JOMINY



Distance from quenched end of specimen in sixteenths of an inch

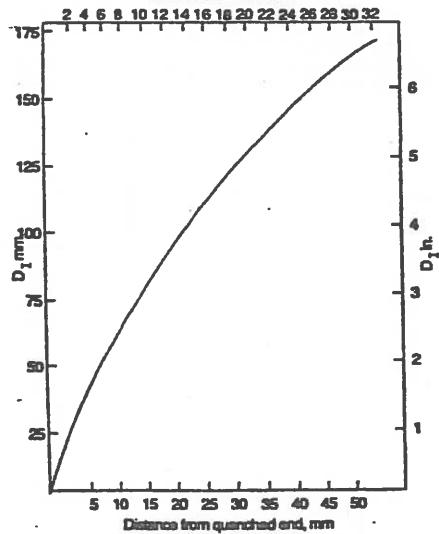


Fig. 3-21 Position along the Jominy bar having the same cooling rate as the center of cylinders of various diameters when quenched in an ideal quench ($H = \infty$). (Adapted from D.J. Carney, Trans. ASM, Vol 46, p 882 (1954))

CUAVAS DE LAMONT

que ocurre en un punto cualquiera de una barra cualquiera en cualquier medio!
Limitación en el tamaño de barra.

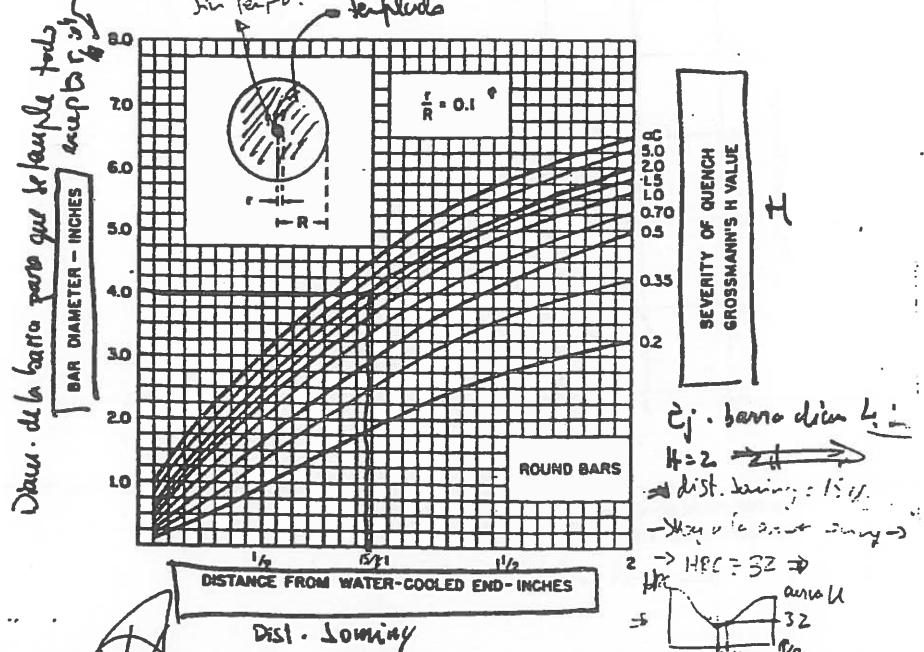
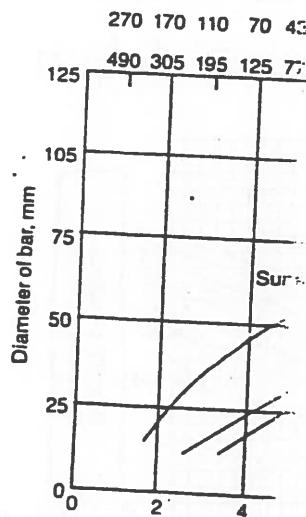
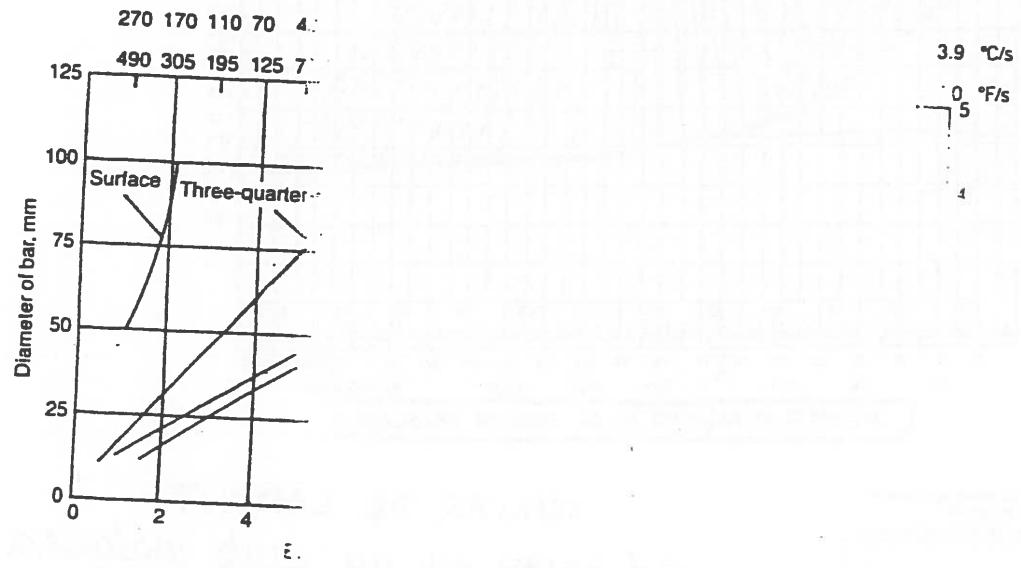


Fig. 4-12 Relation between locations in cylinders and the positions on the Jominy bar which have the same cooling rate at 704°C for different severity of quench values. (Adapted from J.L. Lamont, Iron Age, Vol 152, No. 18 p 64 (1943)) (continued)

Hay muchas gráficas, una para cada relación r/R

↙ Otras formas.

laumont.



Correlation of equivalent cooling time free from scale. Data for surface cooling.

Fig. 5-27 F...

SOLIDO
MÉTALO
VEM
ELECTRÓNICA
KF1

El ensayo consiste en templar por un extremo una probeta austenizada de 25 mm de diámetro y 100 mm de longitud. Para ello, uno de los extremos se pone en contacto con un chorro de agua, de forma que ese extremo tiene una gran velocidad de enfriamiento (dimensiones pequeñas), mientras que el otro lo hace muy lentamente.

Una vez hecho esto se miden las durezas a lo largo de la generatriz y se representa gráficamente: Curva Jouney

$$\text{Dureza} = f(\text{distancia Jouney})$$

Con ella se dedujeron los enfriamientos de los pueblos de esa probeta y las equivalencias entre distancias Jouney y Di, de forma que se establecieron equivalencias con los de báras diferentes enfriadas en diseños medios (armas de llanura)

De todo ello pueden deducirse las curvas y de durezas de báras, con la única realización del ensayo Jouney.

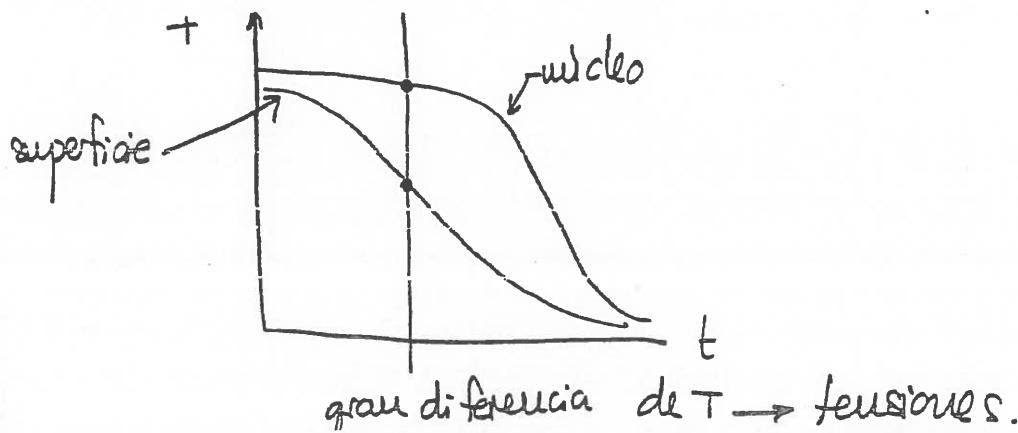
Un criterio usual de aceptación de un acero es si su curva Jouney está comprendida en su banda de temprabilidad

• Agrietabilidad en el temple

Como vimos, en el temple se generan tensiones residuales generadas por los cambios de volumen producidos por el enfriamiento y por las transformaciones que tienen lugar. Esas tensiones aumentan con la velocidad de enfriamiento y el tamaño de la pieza (mayor HD \rightarrow mayores gradientes de temperatura) y con la formación de mantequilla, que da lugar a un gran aumento de volumen. Vamos a ver cada caso por separado:

- Sin transformaciones. El enfriamiento genera tensiones de compresión en la superficie y de tracción en el núcleo, que las puede soportar mejor el ade.

Si vemos las curvas de enfriamiento en la superficie y en el núcleo, vemos que como la superficie se enfria rápido, tiende a contraerse, a disminuir su volumen, mientras que el núcleo, que aún está bastante caliente tiende a no dejar que la superficie se contraiga; el núcleo se va enfriando, pero absorbe esos cambios de volumen plásticamente.



M/160

↓ Otros...

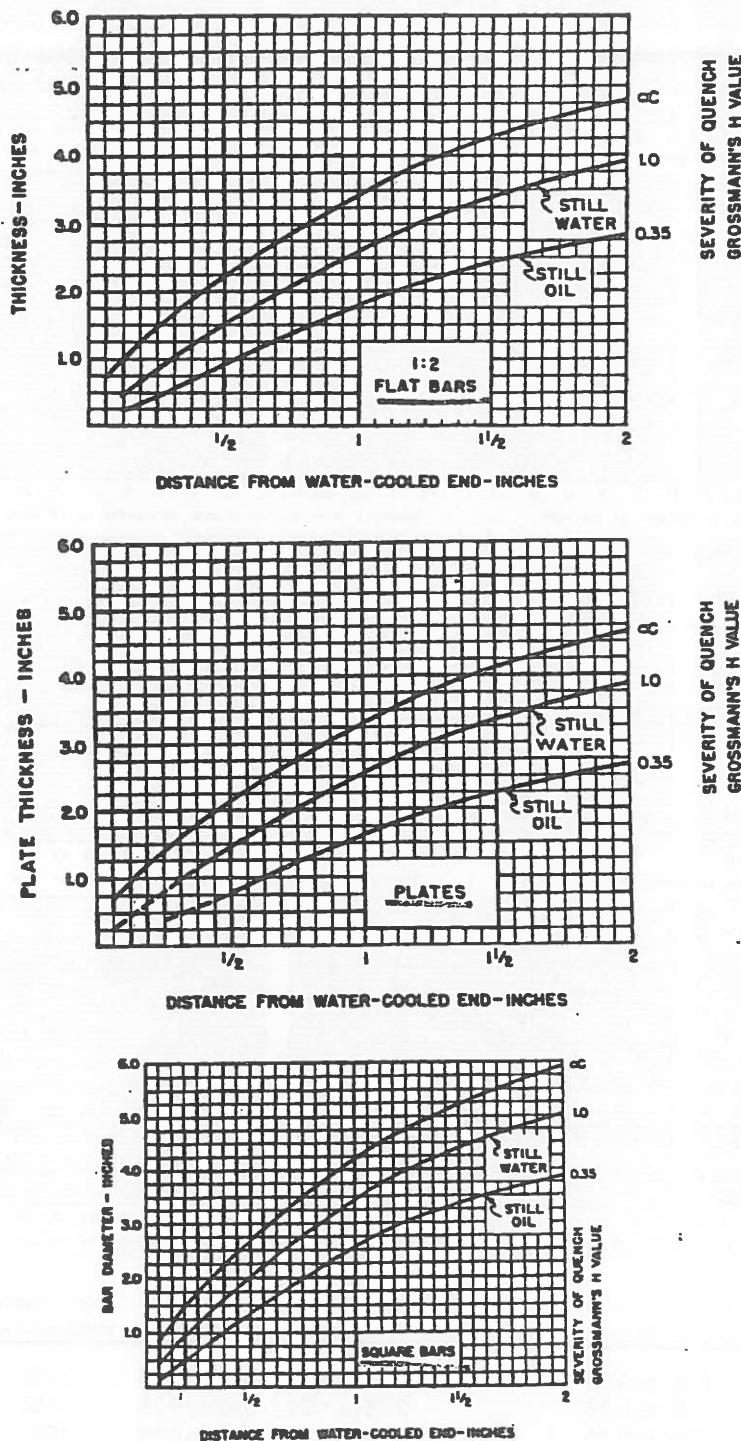
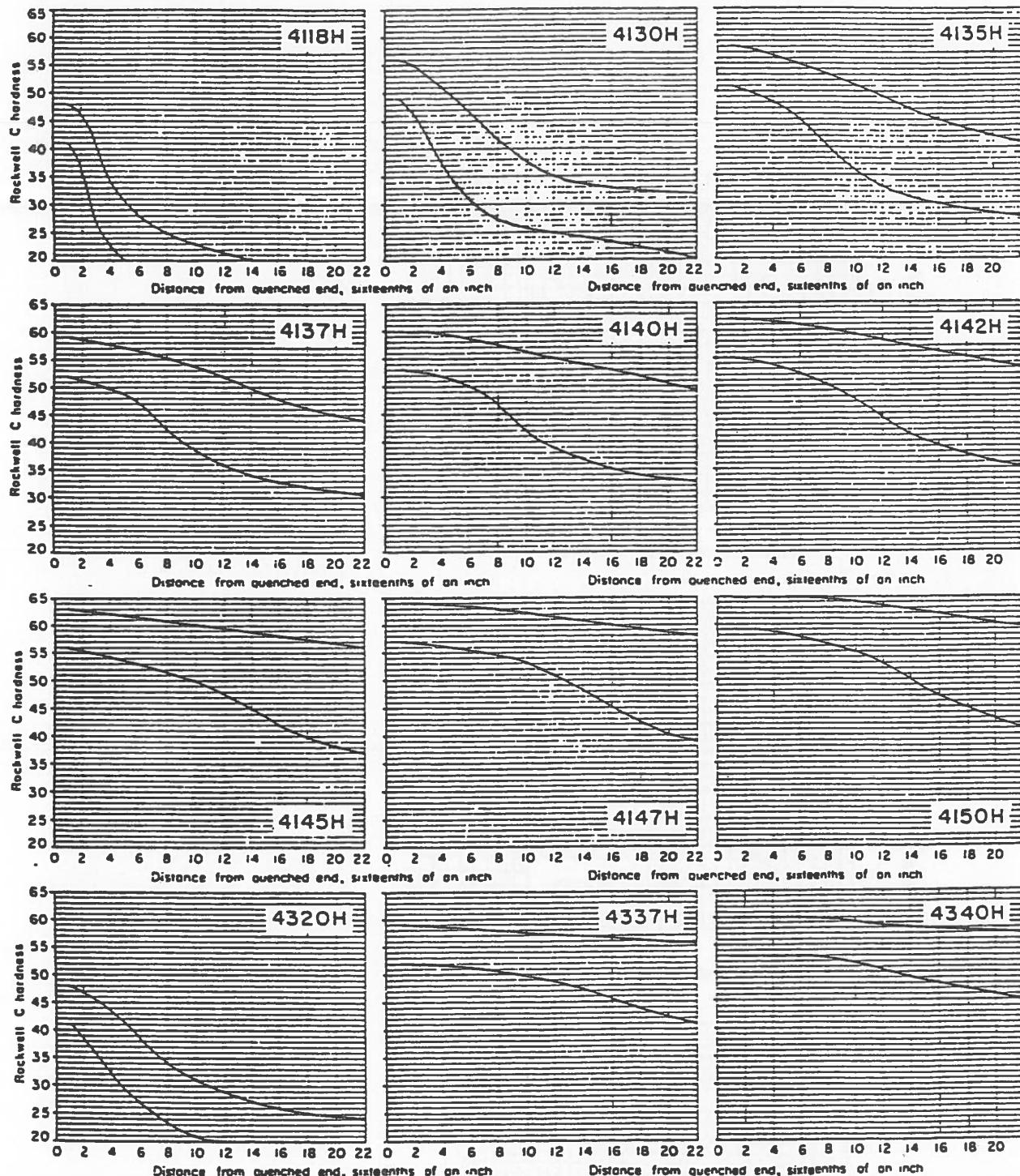


Fig. 4-13 Relation between locations in plates and the positions on the Jominy bar which have the same cooling rate at 704°C for different severity of quench values. (From same source as Fig. 4-12)

PATRONES DE COMPARACION DE CAVAS 10MIV.



AISI-SAE	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Normalizing temperature, F	Austenitizing temperature, F
4118H	0.17 to 0.23	0.60 to 1.00	0.20 to 0.35	...	0.30 to 0.70	0.08 to 0.15	1700	1700
4130H	0.27 to 0.33	0.30 to 0.70	0.20 to 0.35	...	0.75 to 1.20	0.15 to 0.25	1650	1600
4135H	0.32 to 0.38	0.60 to 1.00	0.20 to 0.35	...	0.75 to 1.20	0.15 to 0.25	1600	1550
4137H	0.34 to 0.41	0.60 to 1.00	0.20 to 0.35	...	0.75 to 1.20	0.15 to 0.25	1600	1550
4140H	0.37 to 0.44	0.65 to 1.10	0.20 to 0.35	...	0.75 to 1.20	0.15 to 0.25	1600	1550
4142H	0.39 to 0.46	0.65 to 1.10	0.20 to 0.35	...	0.75 to 1.20	0.15 to 0.25	1600	1550
4145H	0.42 to 0.49	0.65 to 1.10	0.20 to 0.35	...	0.75 to 1.20	0.15 to 0.25	1600	1550
4147H	0.44 to 0.51	0.65 to 1.10	0.20 to 0.35	...	0.75 to 1.20	0.15 to 0.25	1600	1550
4150H	0.47 to 0.54	0.65 to 1.10	0.20 to 0.35	...	0.75 to 1.20	0.15 to 0.25	1600	1550
4320H	0.17 to 0.23	0.40 to 0.70	0.20 to 0.35	1.55 to 2.00	0.35 to 0.55	0.20 to 0.30	1700	1700
4337H	0.34 to 0.41	0.55 to 0.90	0.20 to 0.35	1.55 to 2.00	0.65 to 0.95	0.20 to 0.30	1600	1550

Aun t mayor, el gradient de temperaturas es mayor, hasta que comienza a disminuir segn se va enfriando el vidrio hasta igualar su temperatura a la de la superficie. Cuando el vidrio est en seco, la superficie ya est fría, de forma que ahora es el vidrio el que se contrae, "traido" de la superficie.

Por tanto, al final, la superficie acaba con tensiones de compresión y el vidrio de tracción, contrariamente a la situació inicial.

Este estado tensional es favorable si se tiene en cuenta las tensiones de tracció, pues la superficie est inicialmente comprimida: hay una tensión aplicada exteriormente para la que la pieza no se entera, la que iguala a la inicial de compresión, y segn aumente, la pieza 'notará' una tensión exterior menor que la que realmente esty aplicando!

- Las transformaciones.

Cuando pasamos Hs, comienza la transformación martensítica, que lleva asociado un grau aumento de volumen. Podemos ver, p.e., en el ensayo Jominy, que la zona que se templá, se dilata bastante.



extremo que
voy a templar

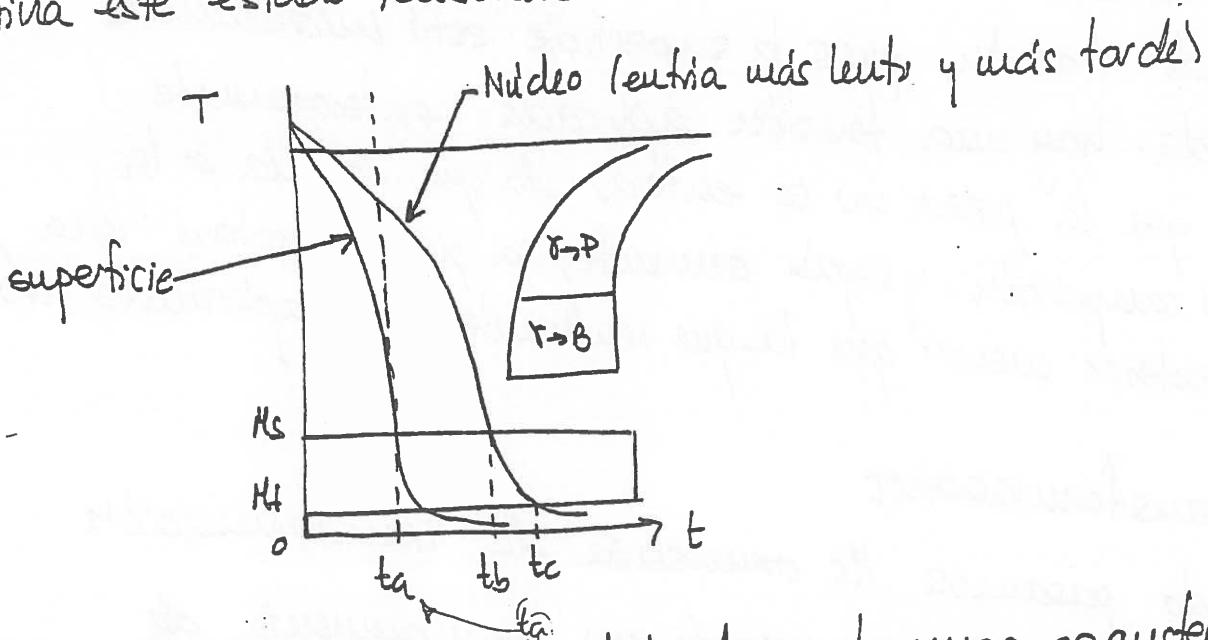


extremo templado.

Ese aumento de volumen se recupera posteriormente durante el revenido, pero origina tejidos de tracción en la superficie que puede no soportarlas el acero.

En la fig 4-29 vemos el gran aumento de volumen que se produce desde M_s hasta M_f , donde al haber terminado la transformación, si seguimos bajando la temperatura, la pieza vuelve a contraer de forma normal.

Si superponemos las curvas de enfriamiento del núcleo y la superficie d diagrama TTT, vemos como se origina este estado residual:



Hasta que se alcanza t_a , todo lo que tenemos es austenita, pero al alcanzar t_a , la superficie comienza la transformación martensítica con el consiguiente aumento de volumen mientras que el núcleo sigue enfriando sin transformar, pues aún no ha alcanzado M_s .

IGRIETABILIDAD EN EL TEMPLO

11/152

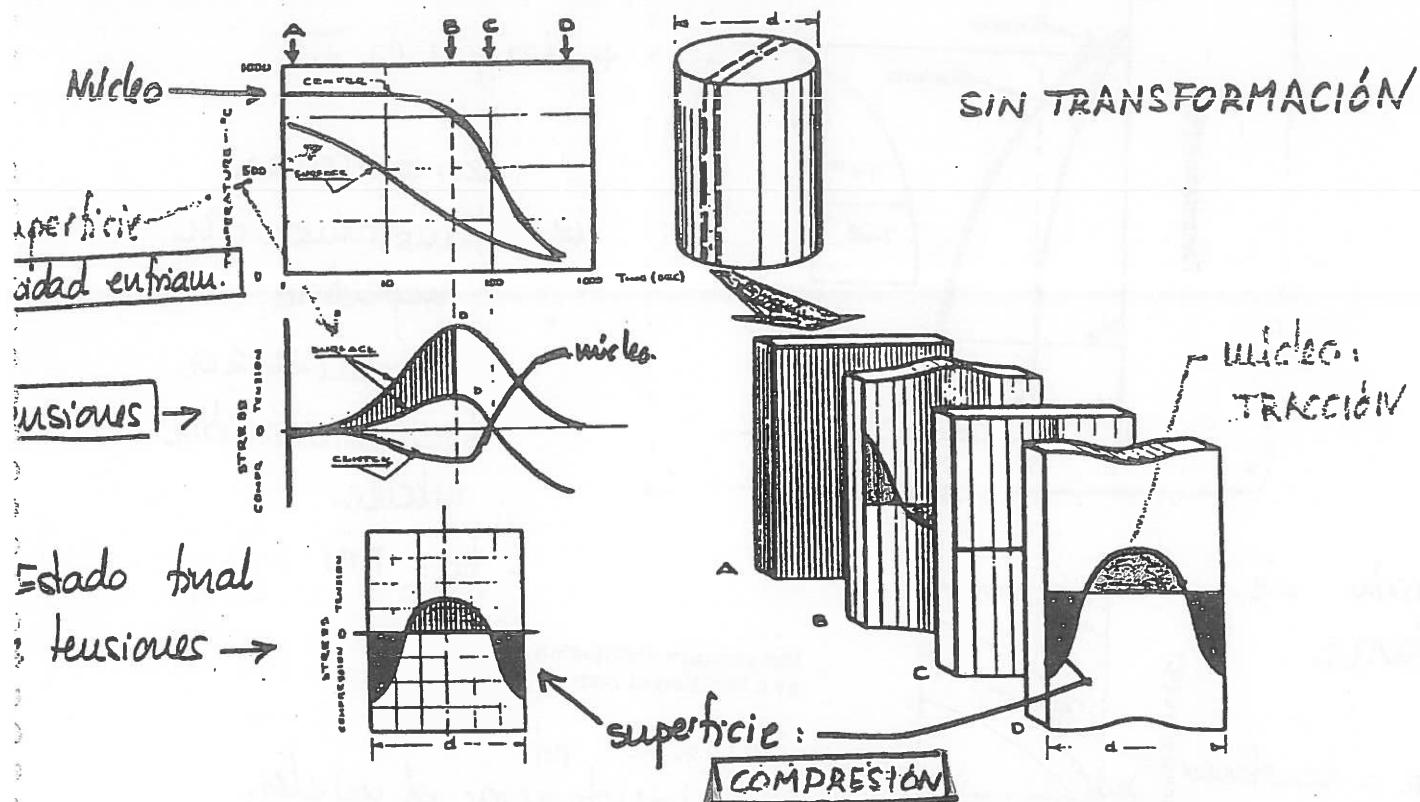


Fig. 4-24 Schematic illustration showing the development of thermal residual stresses on cooling. (From L.J. Ebert, Met. Trans., Vol 9A, p 1537 (1978))

CON TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA

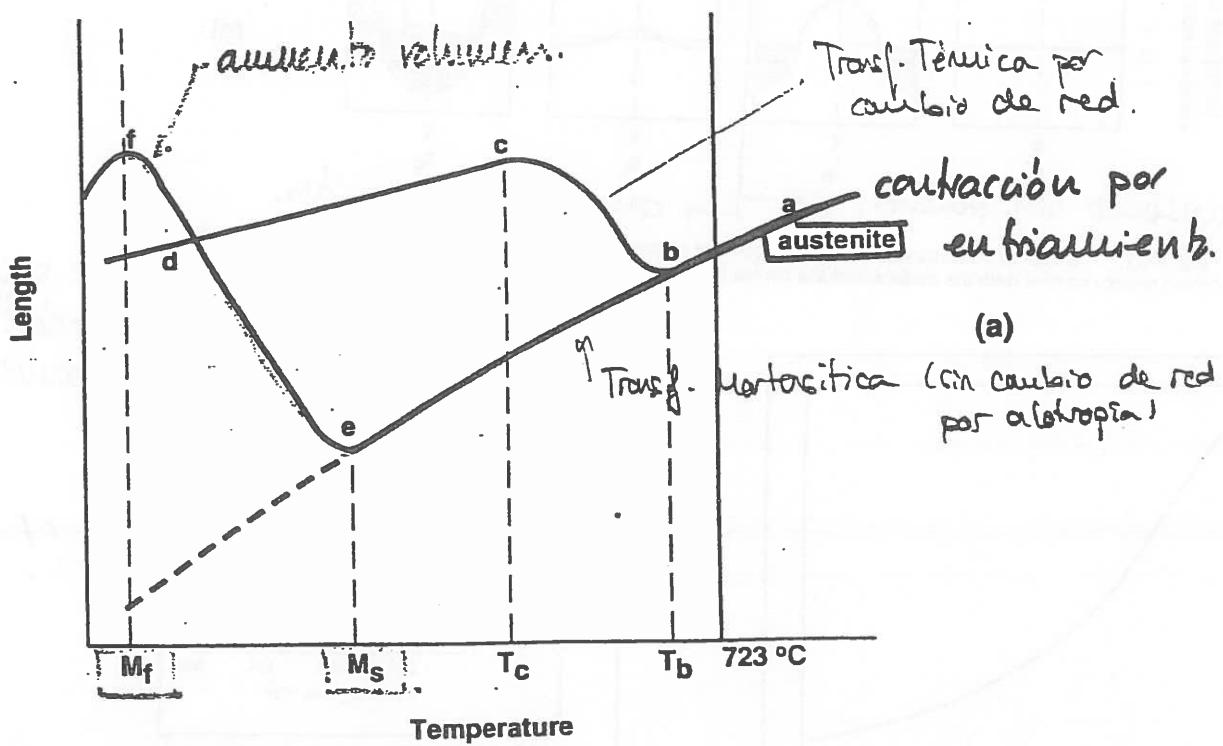
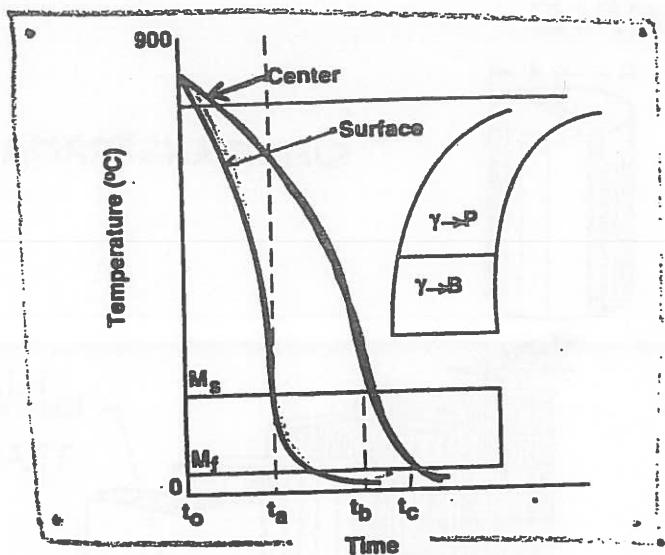


Fig. 4-29 The variation of the length of a 0.8% C steel sample upon slow cooling and upon rapid cooling. (a) is schematic. ((b) from same source as Fig. 4-1a)

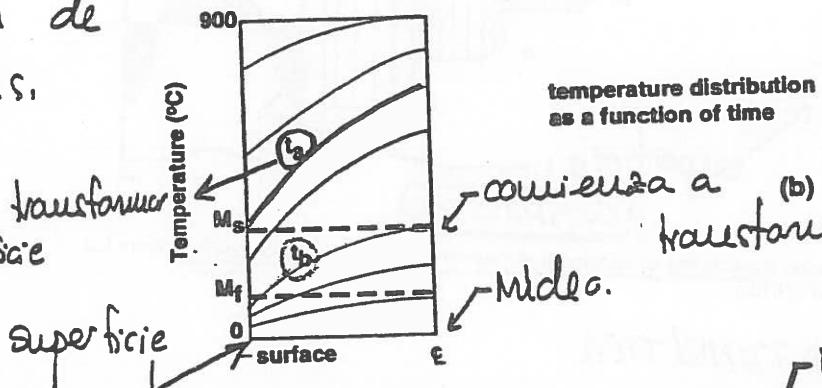


Velocidad de deformación + diagonal TTT.

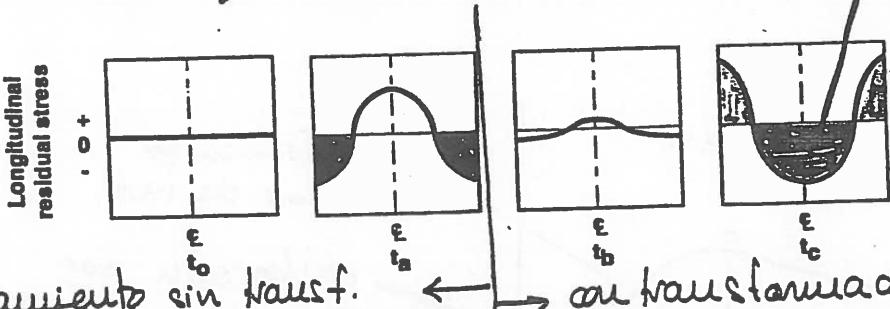
- t_a : comienza transformación superficie
- t_b : comienza transformación núcleo.
- t_c : FIN

Distribución de temperaturas.

comienza a transformar superficie



comienza a transformar el núcleo.



euthanizado sin transf. ← en transformación.

Fig. 4-31 Schematic illustration of the development of transformation residual stresses in a eutectoid steel cooled rapidly so that both the surface and the center form martensite

Probabilidad de formación grietas según velocidad de euthanización

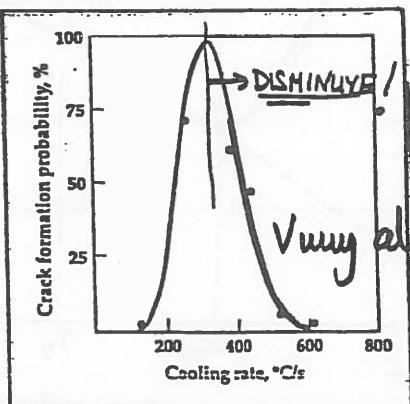


Fig. 1 — The probability of quench cracking is low for both slow and very rapid cooling. This curve shows the effect of cooling rate within the martensite range on crack formation in cylindrical specimens, 6 mm in diameter, of steel 40X (DIN 41Cr4), which is equivalent to AISI 5135.

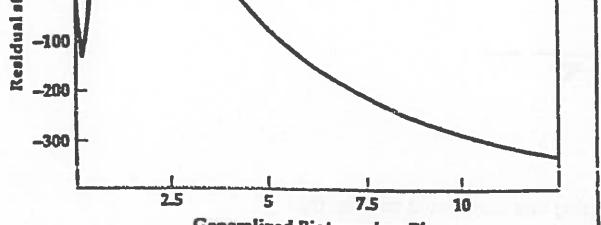


Fig. 2 — Residual circumferential (tangential) stresses at the surface of a cylindrical specimen vs. the generalized Biot number, which is directly related to the cooling rate. Note how the stress changes from tensile to compressive at a Biot number of about 4.3.

Este estado tensional por la transformación martensítica es mucho más grave que el anterior (sin transformación), pues

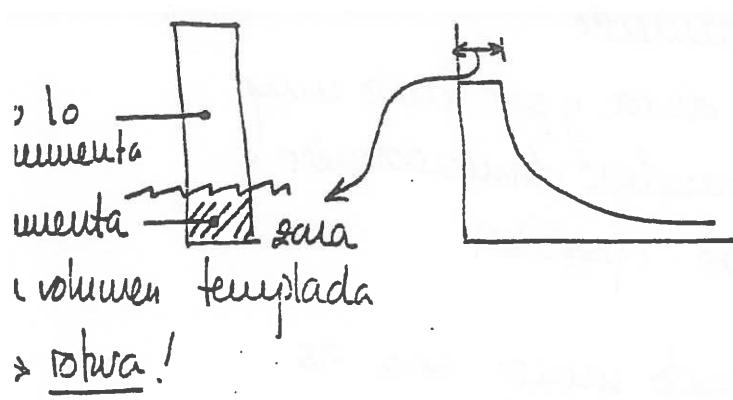
- estamos a temperaturas menores, por lo que se puede absorber menos deformación plásticamente.
- la superficie, martensítica, es muy dura, y por tanto muy frágil, luego no puede absorber cambios dimensionales: a la mínima se agrieta y rompe. (fractilidad).

Este efecto es tanto más grave cuanto menor sea M_s y mayor el cambio de volumen (este es tanto mayor, cuanto mayor sea el contenido en carbono) Por tanto, el efecto del carbono es doble, pues aumenta el cambio de volumen y disminuye M_s !

Si la transformación continúa, ocurrirá que el núcleo alcanzará M_s : t_b , comenzando su transformación martensítica y su aumento de volumen, pero la superficie ya no se "move"! Así, la pieza tiende a dejar el núcleo en un estado de compresión y la superficie en uno de tracción: malísimo. Si además aplicamos tensión exterior, lo que 'nota' la superficie es mucho mayor de lo que realmente estoy aplicando!

El efecto contrario que el enfriamiento sin transformación.

Así, se originan tensiones, pero ademas pueden generarse grietas, que usualmente serán transversales aunque pueden ser longitudinales como veremos ahora.



ensayo Tensión

También pueden originarse microgrietas, en las agujas de la martensita, luego después de templar una pieza de la martensita, luego después de templar una pieza, debería realizarse una inspección con un ensayo no destructivo, como ultrasonidos, para verificar su estado.

Esa susceptibilidad al agrietamiento en el templado es difícil de predecir por cálculos, por lo que se realizan ensayos de los que se deducen resultados empíricos.

la agrietabilidad aumenta por diversos factores:

† Dependientes del acero:

- Si aumenta el contenido en carbono
- Si disminuye M_s (los aleantes, excepto el Co, la disminuyen $\rightarrow \uparrow \% \text{ aleantes} \Rightarrow \text{ragrietabilidad}$)
- Si aumenta el contenido en inclusions, las segregaciones, ... (si disminuye la calidad).

Además, la presencia de estas inclusiones es la que puede originar las grietas longitudinales que hemos citado antes: en el borde de esas inclusiones se van a formar tensiones que darán lugar a grietas; el problema es que, si por ejemplo la pieza ha sido forjada, las inclusiones van a estar alineadas en esa dirección, y se irán exacerbando las grietas...

+ Dependientes del proceso

- Si aumenta la temperatura de austenización, pues al aumentar la temperatura a la que comienza a enfriar los gradientes térmicos son mayores. Es un factor que influye poco, pero influye.
- Si aumenta la severidad del medio de temple (H), pues se producen mayores gradientes de temperatura entre superficie y núcleo. Con enfriamiento extremadamente rápido: temple intenso, se generan tensiones de compresión en la superficie y disminuye la tendencia a formar grietas. Es algo que se ha demostrado experimentalmente pero que no se tiene muy claro porque!

Es una técnica inviable industrialmente, pues se precisan velocidades de enfriamiento superiores a los 400°C/s ; en el ensayo Towing, se alcanzaba esta velocidad sólo en una capa de la probeta, y

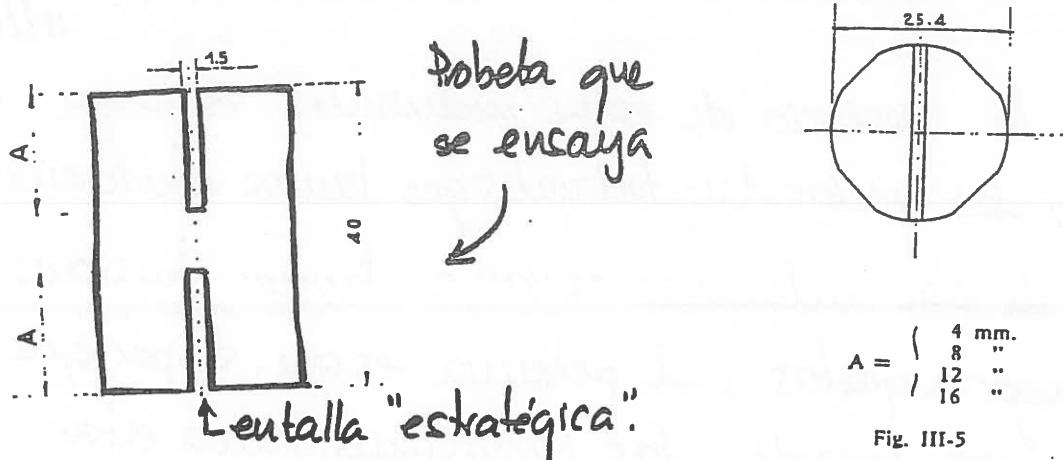


Fig. III-5

ENsayo para analizar agrietabilidad.

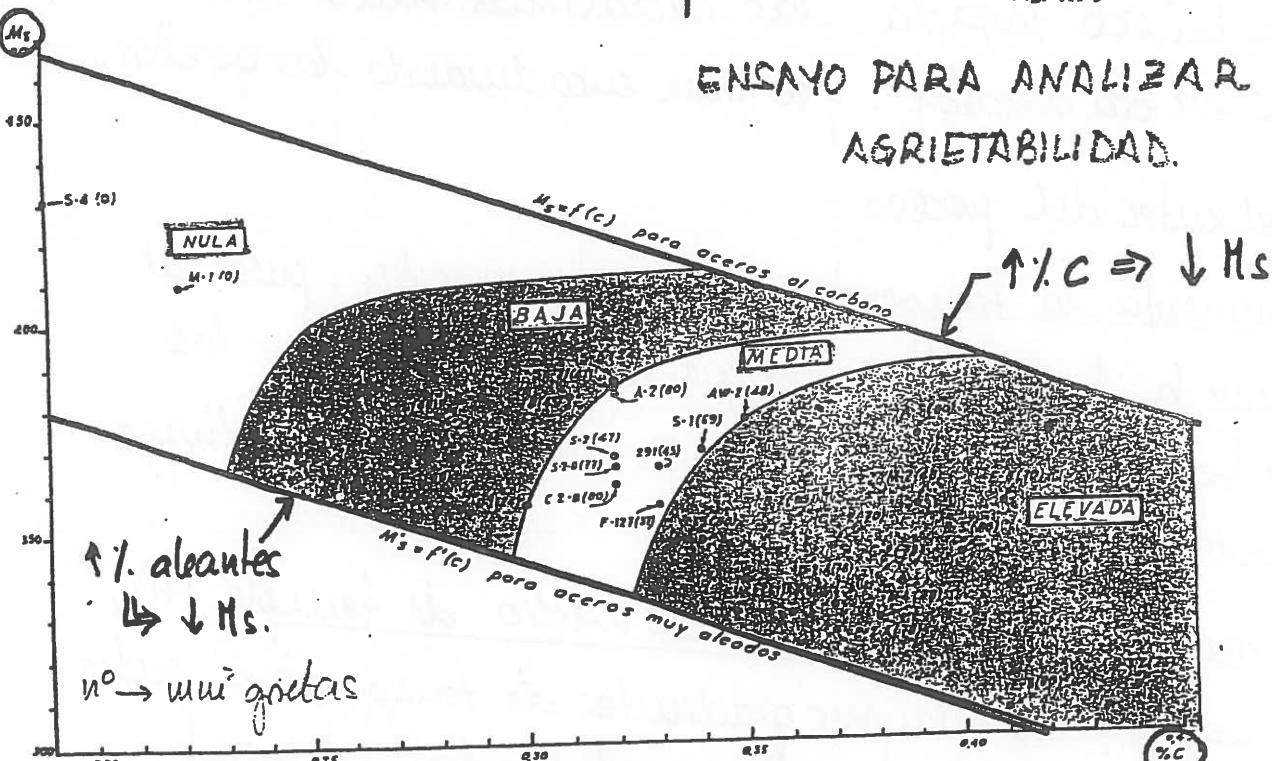


Fig. III-8
Zonas de distintos niveles de susceptibilidad al agrietamiento en el temple

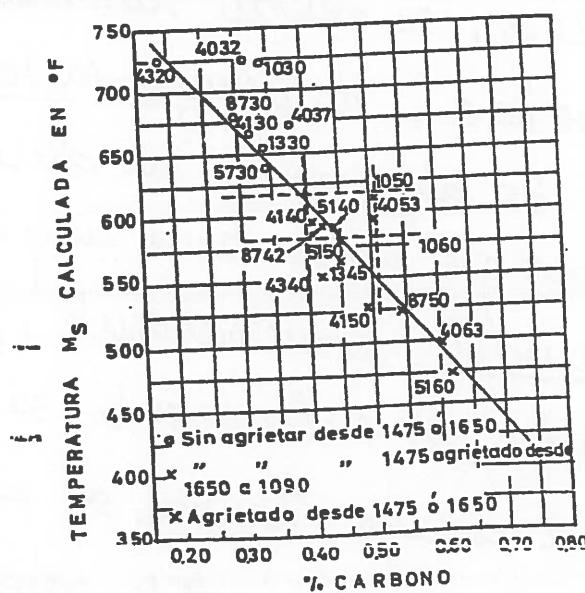


Fig. III-1

Influencia de M_s y $\%$ C en la susceptibilidad al agrietamiento. (R. D. Chapman y W. E. Jominy)

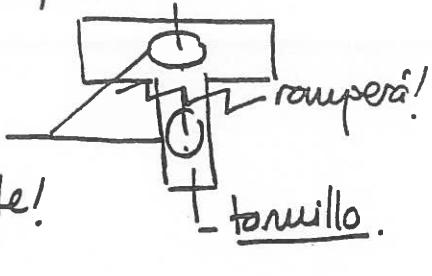
se masita mucho más!

- Dependientes de la pieza templada:

- si aumenta el tamaño de la pieza templada

- si la pieza tiene cambios de sección:

se enfria de forma
muy diferente!



→ Todos los enfriamientos pueden generar tensiones, aún sin producirse transformaciones, por lo que deben realizarse variando la temperatura lo más suavemente posible, y hacerlo de forma brusca (como en el temple) sólo cuando sea estrictamente necesario.

Para los calentamientos como lo mismo, aunque de menor magnitud.

Para analizar experimentalmente este fenómeno, se toma una probeta como la de la figura, con forma de H, que se austeniza y se templá. Sabemos que las grietas se van a originar en la zona central, luego suspendemos por ahí y analizamos la secuencia de rotura: cómo son las grietas, de qué tamaño,... aunque hemos de tener en cuenta que los resultados son válidos para esa pieza con esa sección y ese modo de enfriamiento.

los resultados se representan en gráficas como la

Fig III-8 o Fig III-1.