

TRANSFORMACIÓN DE LA AUSTENITA

Austenización

Está muy clara la necesidad de aplicar ciclos térmicos a los materiales para provocar transformaciones que varíen su comportamiento (mecánico es lo que me interesa) y obtener las propiedades deseadas. Esas propiedades dependen de la estructura de la red cristalina, los constituyentes, el tamaño de grano, la segregación,... luego son factores que debemos controlar.

La primera etapa del tratamiento térmico de un acero es la austenización: vamos calentando nuestro acero hasta que, alcanzados A_3 o A_{cu} (según sea hipoeutectoide o hipereutectoide resp., ó A_1 si eutectoide), todo lo que tenemos es austenita (ver diagrama).

Según sea nuestro acero hipo, hiper o eutectoide, la ferrita o la cementita (además de la perlita) se irá transformando en austenita.

No nos vale con alcanzar A_3 ó A_{cu} ; por la histeresis del proceso, sabemos que tenemos de superar una % esa temperatura para que la transformación en austenita sea completa. En este aspecto, me interesa aumentar bastante la temperatura para

asegurarnos de que efectivamente todo es austenita, y con mayor motivo si tenemos cementita u otros elementos formadores de carbonos que son más duros. Además, una mayor temperatura implica una mejor difusión, luego obtendremos mayor homogeneidad (no olvidar que partimos de fases diferentes ($F + P$ ó $P + C$) con composiciones diferentes: la segregación es importante)

Por contra, como el tamaño de grano depende de la temperatura alcanzada durante el calentamiento, no me interesa aumentarla demasiado, pues entonces el tamaño de grano será más basto.

Por lo tanto, lo que hay que hacer es buscar una solución de compromiso sobre cuánto más aumenta la temperatura una vez alcanzados As ó Ac_1 . No me interesa elevar algo la temperatura pero no demasiado ni durante mucho t: se suele calentar 50-60°C por encima (de As ó Ac_1)

Para la valoración del tamaño de grano tenemos, como ya vimos, una serie de patrones para comparación con micrografías.

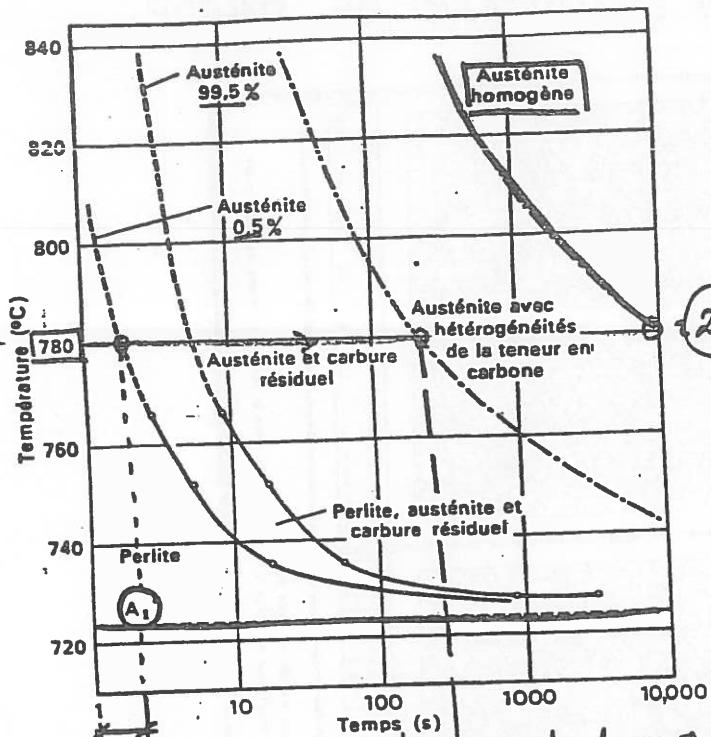
$$m = 8 \cdot 2^G$$

$$\uparrow G \Rightarrow \text{tamaño} + \text{fino}$$

$G > 6 \Rightarrow$ Grano fino

$$m = n^{\circ} \text{ granos por mm}^2$$

Acos típicos: $G \sim 10 - 11$.



tempo incubación.

heterogeneidad pero sin carburos

24

FIG. 2.12. — Courbes d'austénitisation d'un acier au carbone eutectoïde industriel. Traitement antérieur : normalisation depuis 875 °C donnant une perlite fine. La première courbe à gauche représente le début de la disparition de la perlite; la seconde, la fin de disparition totale des gradients de concentration du carbone [?].

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA ALCANZADA Y EL TIEMPO DE PERMANENCIA EN LA MISMA, EN EL PROCESO DE FORMACIÓN DE LA AUSTENITA.

→ por eucaria de A₁: composición eutectoide (A₃ - hipoeutectoide

(A₃ - hipereutectoide)

matiere prima fino hasta que a T_v/450°

crece bruscamente

anuncio casi instantáneo del tamaño de grano!

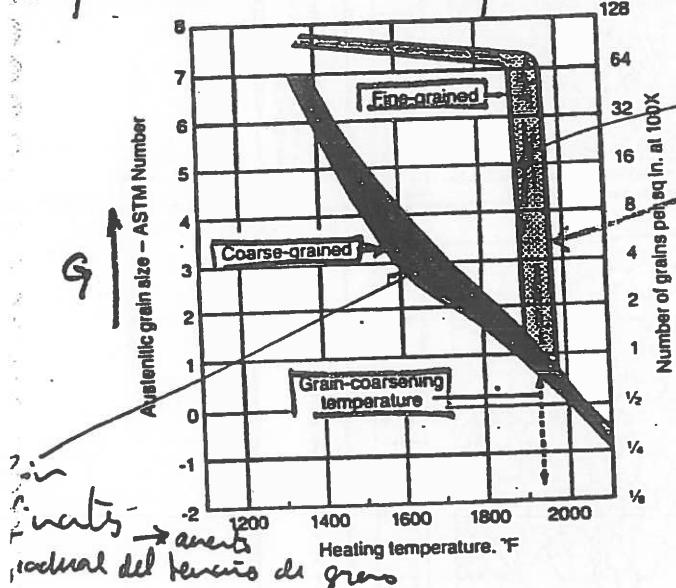


Fig. 7.14. Austenite grain size as a function of austenitizing temperature for coarse-grained and fine-grained steels. (Ref 7.25)

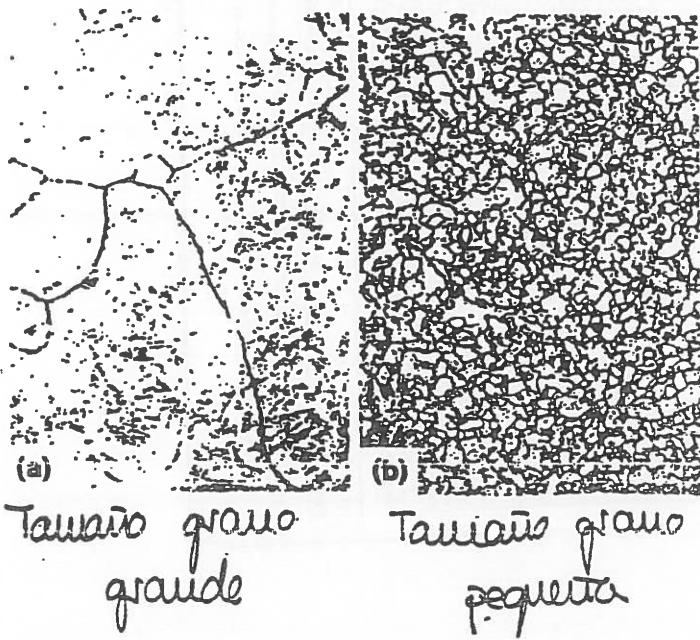
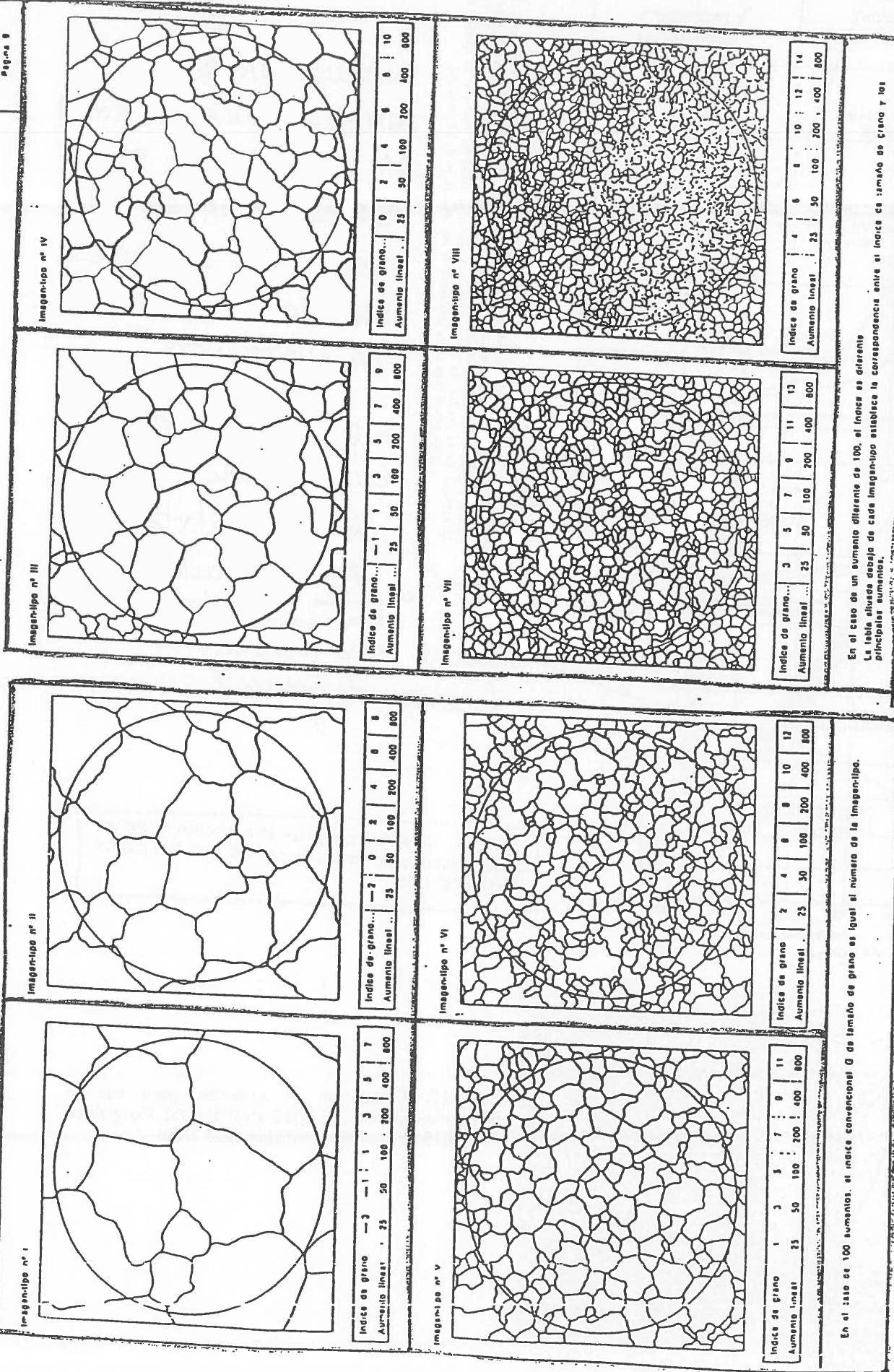


Fig. 7.15. Comparison of austenitic grain size in (a) coarse-grained SAE 1015 steel and (b) fine-grained SAE 4615 steel after carburizing. (Ref 7.10)

PATRONES DE COMPARACIÓN PARA EL TAMAÑO DE GRANO.



En el caso de un aumento diferente de 100, el índice es diferente.

La tabla situada debajo de cada imagen-tipo establece la correspondencia entre el índice de grano y los aumentos principales.

En el caso de un aumento diferente de 100, el índice es diferente.

La tabla situada debajo de cada imagen-tipo establece la correspondencia entre el índice de grano y los aumentos principales.

En la figura 7.14 se aprecia la variación del tamaño de grano de la austenita en función de la temperatura de austenización. Lo natural es que aumente el tamaño de grano (disminuya δ) según aumenta la temperatura, pero podemos emplear los denominados afinantes de grano, que no son más que inhibidores del crecimiento de grano; bloquean el borde de grano e impiden que crezca, de forma que tenemos un rango de temperaturas en el que puedo aumentar T para homogeneizar sin que crezca el grano. Tenemos de tener mucho cuidado con este proceso, pues si se alcanza una determinada temperatura (tramo vertical) el grano crece de golpe todo lo que tenía que haber crecido paulatinamente, resultando un material con las malas propiedades juntas del fino y basico.

• Transformaciones peritóica y bainítica

El siguiente paso para el tratamiento térmico de un acero es su enfriamiento. Sabemos que durante un enfriamiento se producen dos tipos de transformaciones: la fusión, gobernada por la difusión, con sus etapas de nucleación y crecimiento, y la martensita ó metáustica, donde no hay difusión.

Vamos a analizar las transformaciones que sufre un acero de composición eutectoide.

la infusión uera más importante que proporciona el diagrama TTT de transformaciones isotérmicas, es que la perlita no es la única microestructura que se pue de obtener del enfriamiento de la austenita. De hecho, se observan diferentes tipos de perlita para las distintas temperaturas de transformación.

En la figura 2.21 se aprecian muy bien las dos transformaciones térmicas que se pueden producir dando lugar a fases diferentes:

- Transformación perlítica ^{desde la $t_f =$ eutectoide (727°C) hasta $\sim 400^{\circ}\text{C}$}
En la zona superior del diagrama tenemos la formación de la perlita. Esta fase está envuelta por la cementita; la transformación comienza en los bordes de grano: en un punto determinado se libera un poco de cementita, de forma que alrededor de ese nido se genera una zona pobre en C (la cementita tiene un 6.6% C! luego este ha de concentrarse para formarla, dejando casi sin C la zona adyacente) para formarla, dejando casi sin C la zona adyacente. Así, se induce además la formación de ferrita en esa zona pobre en carbono.

Obtenemos de esta forma una morfología laminar (ver fig 2.2)

influencia del
grano de grano
y la resistencia
- tenacidad: resistencia al impacto

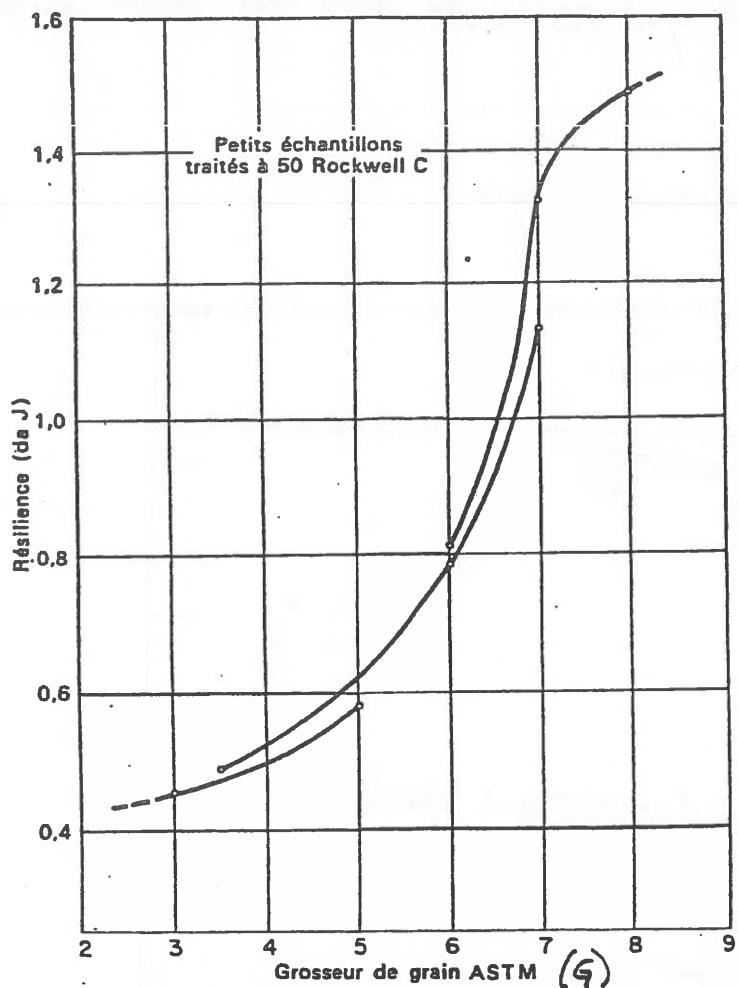
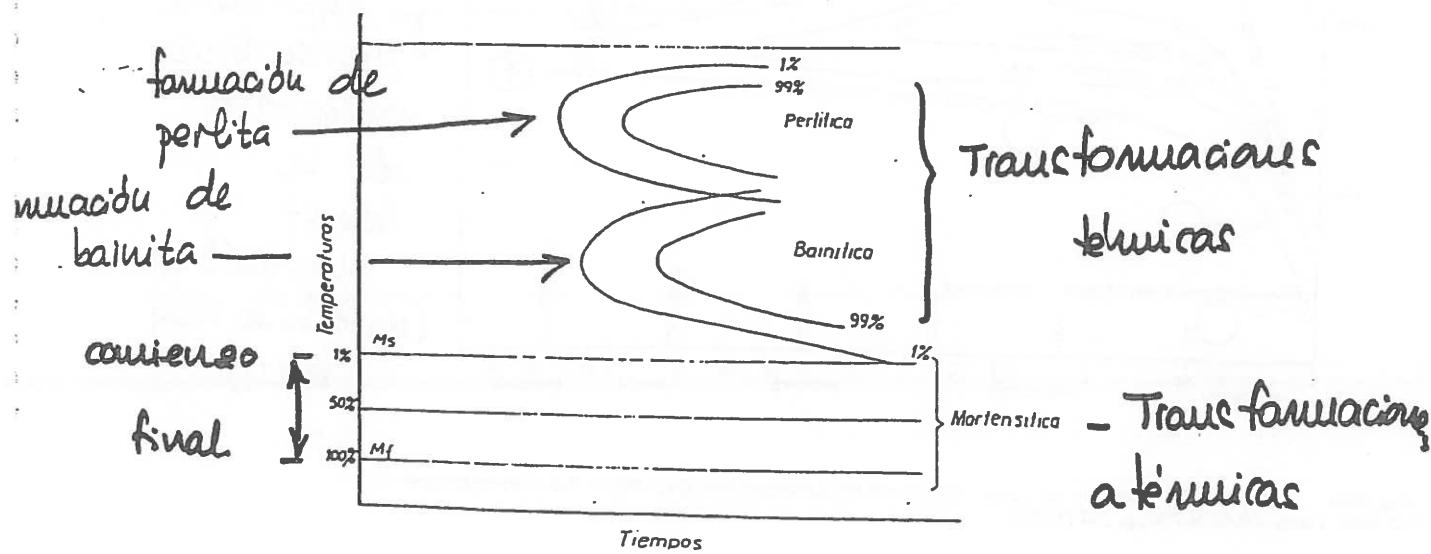


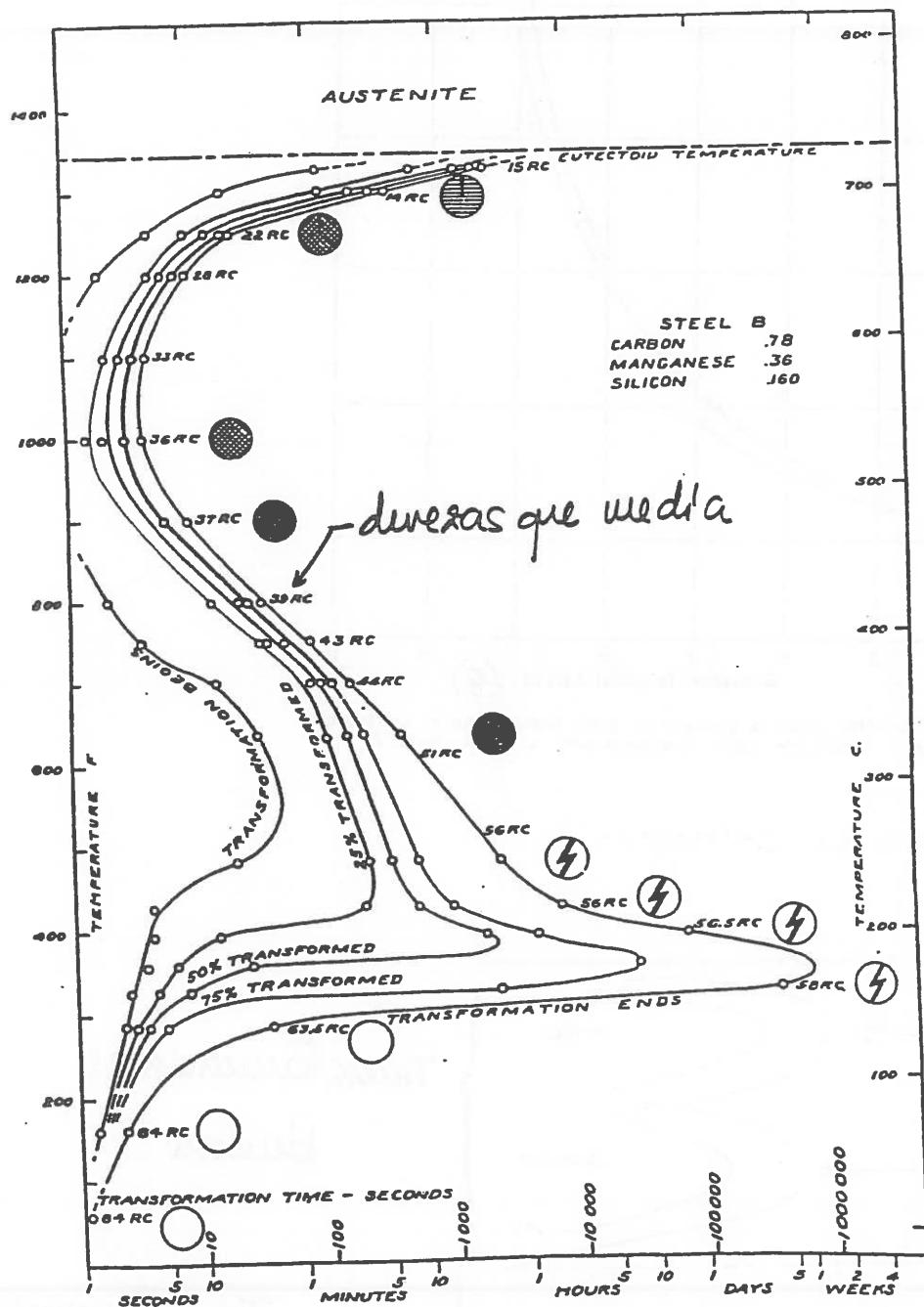
FIG. 2.47. — Relation entre la grosseur du grain austénitique et la résilience d'un acier eutectoïde traité thermiquement à 50 Rockwell C.

ENFRIAMIENTO DE LA SOLUCIÓN:



primer diagrama TTT que se hizo para un acero eutectóide (0.9%, Bain)

24 / Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels



equivalente
↓ a las líneas
horizontales
de la
transf.
martensitica.
(no lo hice muy
bien!)

Fig. 2-20 Isothermal TTT diagram for a steel determined by Davenport and Bain. (From E.S. Davenport and E.C. Bain, Trans. AIME, Vol 90, p. 117 (1930))

Transformaciones de la austenita
en perlita y bainita.

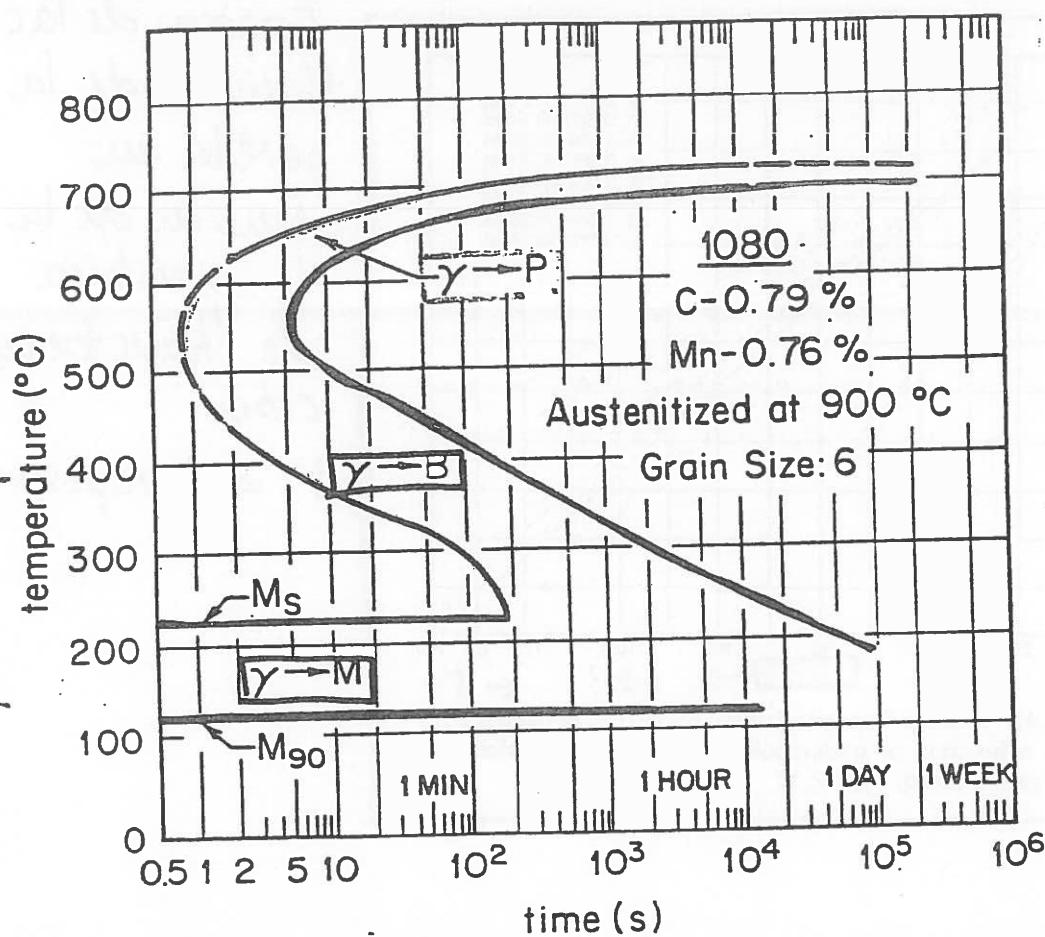


Fig. 2-21 Isothermal TTT diagram for a eutectoid plain carbon steel. Legend: A = Austenite; F = Ferrite; C = Carbide; M = Martensite; B = Bainite; P = Pearlite. (Adapted from *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio (1977))

TRANSFORMACIÓN PERLITICA

curva de la
S

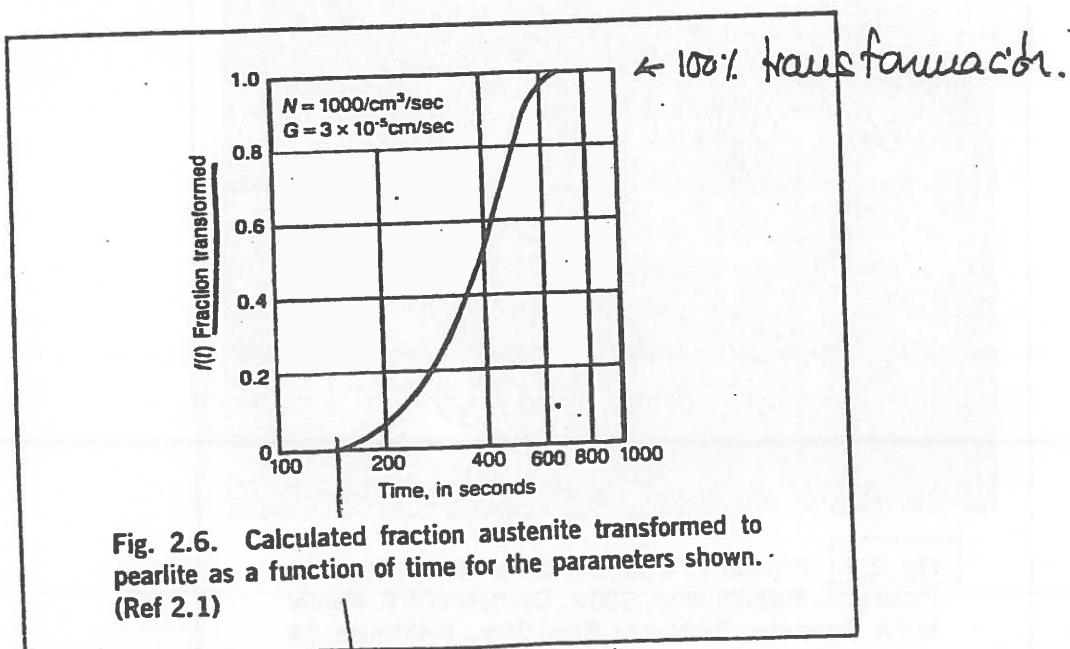


Fig. 2.6. Calculated fraction austenite transformed to pearlite as a function of time for the parameters shown.
(Ref 2.1)

hasta un t determinado no
comienza la transformación

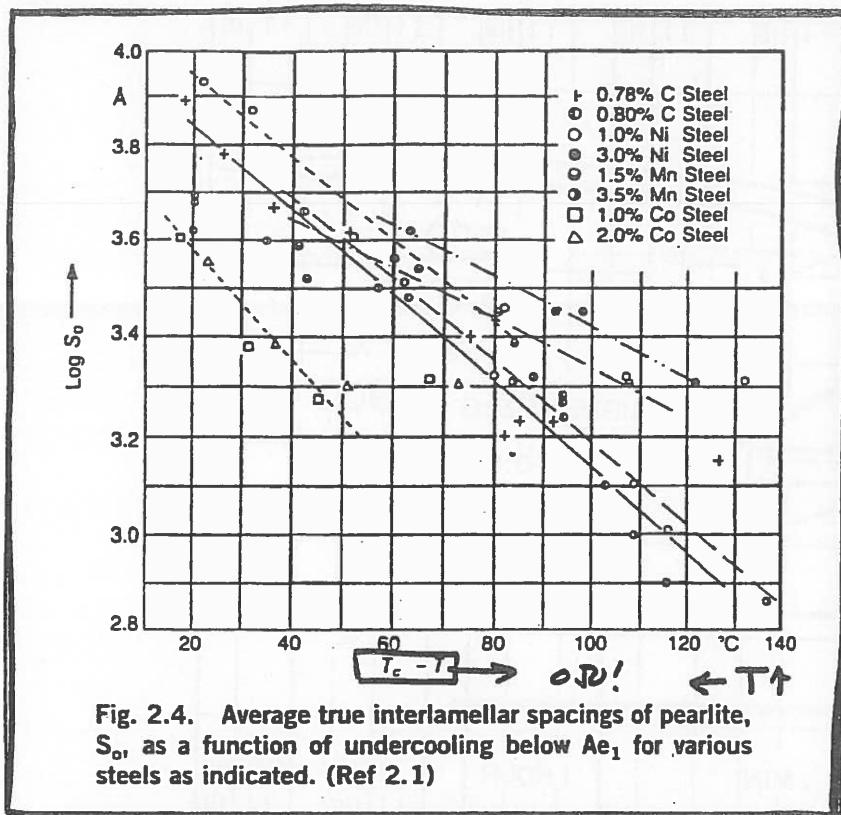


Fig. 2.4. Average true interlamellar spacings of pearlite, S_0 , as a function of undercooling below A_{e1} for various steels as indicated. (Ref 2.1)

Espesor de las láminas de la perlita en función de la temperatura de transformación:

$\uparrow T \Rightarrow \uparrow$ espesor

Morfología laminar de la perlita.

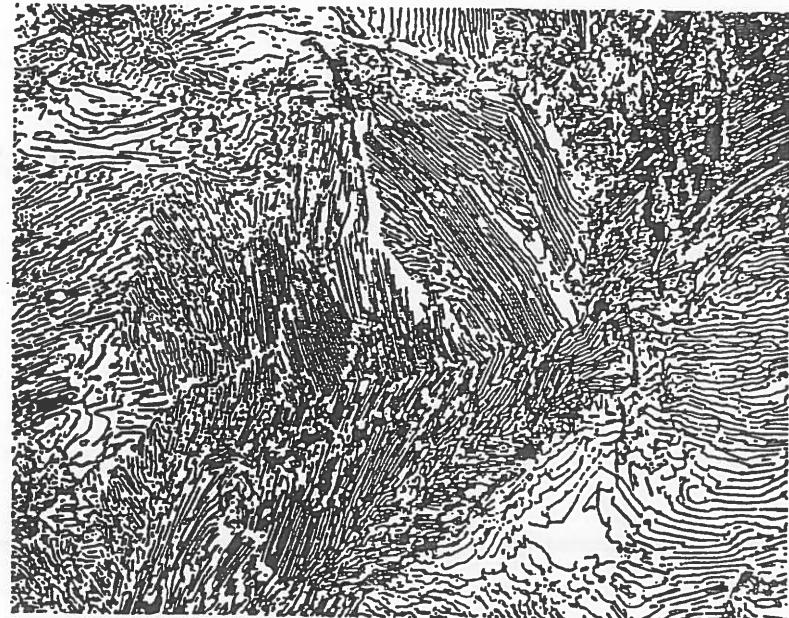


Fig. 2.2. Pearlite in a furnace-cooled Fe-0.75C alloy. Picral etch. Magnification, 500 \times . Courtesy of A.R. Marder and A. Benscoter, Bethlehem Steel Corp., Bethlehem, PA

Aumentando la temperatura, lo que se consiguen son láminas más gruesas, favorecidas por la mejor difusión. Ese espesor trae muy buenas propiedades mecánicas: disminuye la dureza según las láminas son más anchas.

La perlita laminar es muy fina, tanto que en su día se le dio otro nombre, sorita, pues no se conseguían distinguir las láminas y parecía un constituyente diferente. Ese nombre ya no se emplea.

Puede ocurrir que las placas crezcan radialmente en lugar de paralelas, dando lugar a granos equiaxiales y globulares. Se producen a temperaturas no muy altas y cuando se exige mucha difusión (que a esa T no férigo) pues tenemos exceso de C
 ↳ Troostita (ver fig 2.5)

- Transformación bainítica $\sim 400^\circ\text{C} \rightarrow \sim 230^\circ\text{C}$

La formación de la perlita tiene lugar desde la temperatura eutectoide (727°C) hasta aproximadamente 400°C . Por debajo de esa temperatura, no se puede obtener la microestructura de la perlita. La ferrita y la cementita aparecen en forma de agujas extremadamente finas en una microestructura conocida como bainita.

representa una distribución de ferrita y cementita inducida más fina que la correspondiente a la perlita de láminas más delgadas. Aunque la bainita presenta una morfología distinta, continúa la tendencia general de obtención de una estructura más fina cuanto menor es la temperatura.

Esta transformación, representada en la zona inferior del diagrama TTT (a temperaturas) comienza con la nucleación de la ferrita (aunque esto no es tan importante pues hemos visto que la formación de una induce la de la otra). Al nuclearse la ferrita, se induce la cementita, aunque como la difusión es baja por las bajas temperaturas, no da tiempo a que se mueva el carbono, quedando atrapado y formando las agujas.

Seguir bajando la temperatura las agujas se van cada vez más pequeñas y la dureza mayor

En la figura 2.31 están representados dos diagramas; el primero es el diagrama TTT que hemos analizado hasta ahora, y el segundo representa un diagrama de eutíameto continuo (pág N/127)

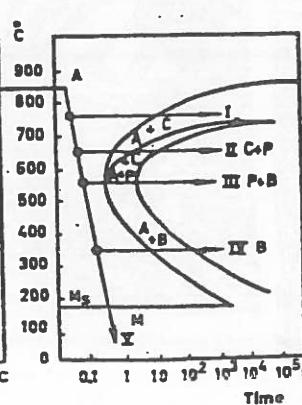
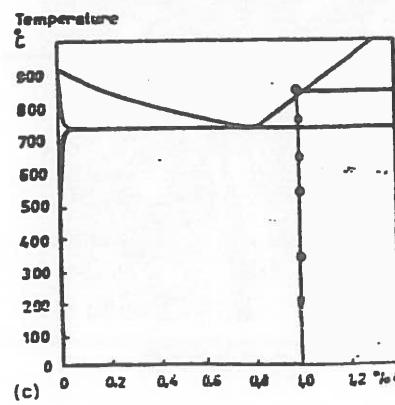
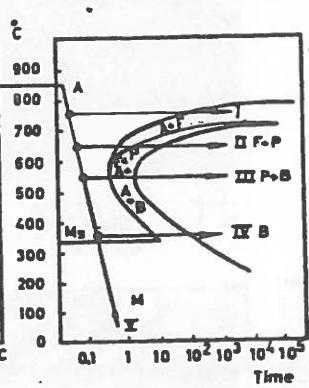
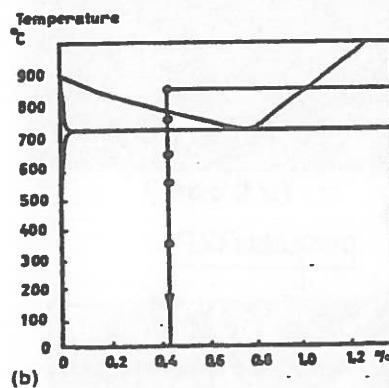
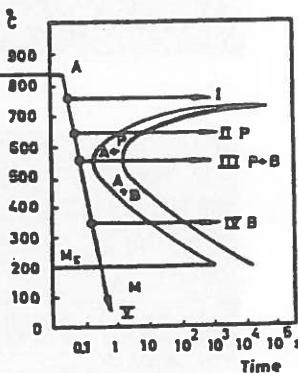
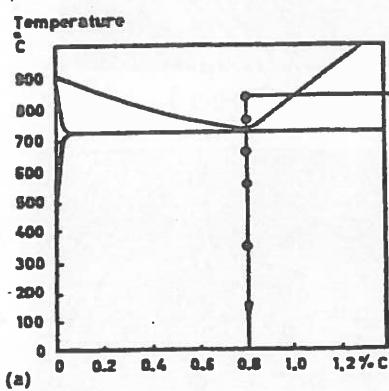
Troostita

as idurinas de
erita crecen
adiálmante por
alta conculta
ou de C)



Fig. 2.5 Cross sections of spherical colonies of pearlite (dark) in eutectoid steel. Remainder of microstructure is martensite formed in austenite not transformed to pearlite at the reaction temperature. Magnification, 250 \times . Courtesy of A.R. Marder and B. Bramfitt, Bethlehem Steel Corp., Bethlehem, PA

Viniendo de las diagonales TTT seques el aceo
con eutectoide (a), hipoeutectoide (b) o hiper-eutectoide (c)

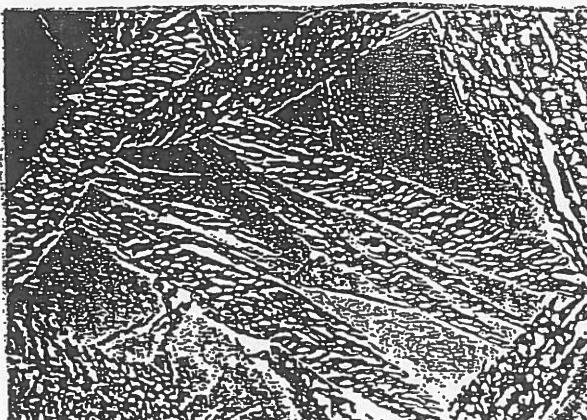
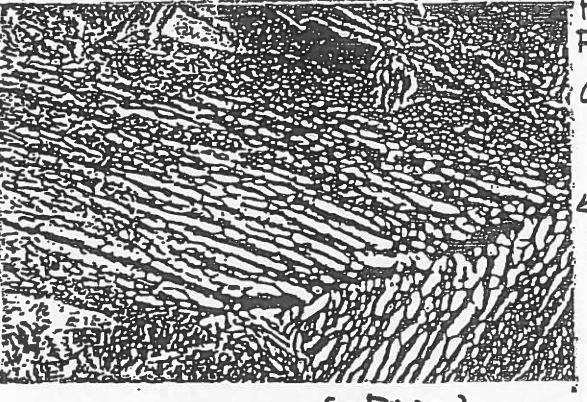


→ autes
de la forma
abu de la
perlita que
precipita
ferita

→ autes de
la formacion
de la perlita
que precipi-
ta cementita

Fig. 2.22 Part 1 Schematic illustration of the effect of carbon content on the isothermal TTT diagrams of plain carbon steels. (Part 1) Structural transformations resulting from various cooling programs for steels containing: (a) 0.80% C; (b) 0.45% C; (c) 1.0% C. Legend: F = ferrite; P = pearlite; M = martensite; M_E = start of martensite formation. (Part 1) Adapted from K.E. Thelning, *Steel and its Heat Treatment*, Butterworths, London (1975) (continued)

agujas blancas de bainita con los bordes (negro).



las diferentes líneas representadas corresponden a diferentes velocidades de enfriamiento, de forma que seleccionada una, veremos lo que se va formando según avanza el tiempo (representado en escala logarítmica).

• Transformación martensítica. $\sim 230^{\circ}\text{C}$

Las transformaciones que hemos visto hasta ahora están gobernadas por la difusión. Sin embargo, a bajas temperaturas tiene lugar un proceso muy distinto ($\sim 230^{\circ}\text{C}$). Se tienen dos líneas horizontales para representar que tiene lugar un proceso sin difusión conocido como transformación martensítica. En este sistema, el producto que se forma a partir de la austenita templada se denomina martensita. En efecto, el templar la austenita lo suficiente rápido como para evitar la "raiz" correspondiente a la formación de la perlita a, aproximadamente 550°C impide cualquier tipo de transformación con difusión. La austenita es inestable, aumentando su instabilidad al disminuir la temperatura. Aproximadamente 215°C , la inestabilidad de la austenita es tan grande que una pequeña fracción del material se transforma espontáneamente en martensita. En lugar de la migración por difusión de los átomos de carbono

para dar lugar a fases distintas, ferrita y cementita, la transformación martensítica lleva asociada una brusca redistribución de los átomos de Fe y de C desde la red fcc de la solución sólida de Fe-γ (austenita) que da lugar a una solución sólida con red tetragonal atrapada en el cuerpo que se corresponde con la martensita. La estructura cristalina relativamente compleja y la concentración sobresaturada de átomos de carbono en la martensita conducen a que ésta tenga una naturaleza characteristicamente frágil.

En la figura 3-11 queda esquematizado el mecanismo de Bain, que gobierna esta transformación. En (a) se muestra la celdilla unitaria bct (tetragonal atrapada en el cuerpo) comparada con la red fcc seguida los ejes <100>_a. En (b) se muestra la celdilla unitaria bct después (izquierda) y antes (derecha) de la transformación. Los círculos o representan los átomos de hierro y los cuadrados o representan el átomo de carbono disuelto intersticialmente.

El comienzo de la transformación martensítica se indica por H_s y se representa por una línea horizontal (es decir, independiente del tiempo) en el diagrama TTT.

0.73% C - 1.62% Si (71 Si 7)
 Composition: 0.73% C - 0.73% Mn - 1.62% Si - 0.019% P -
 0.012 S - 0.10% Cr - 0.19% Cu - 0.12% Ni - 0.01% V
 Austenitized at 845°C (1555°F)

DIAGRAMA TTT

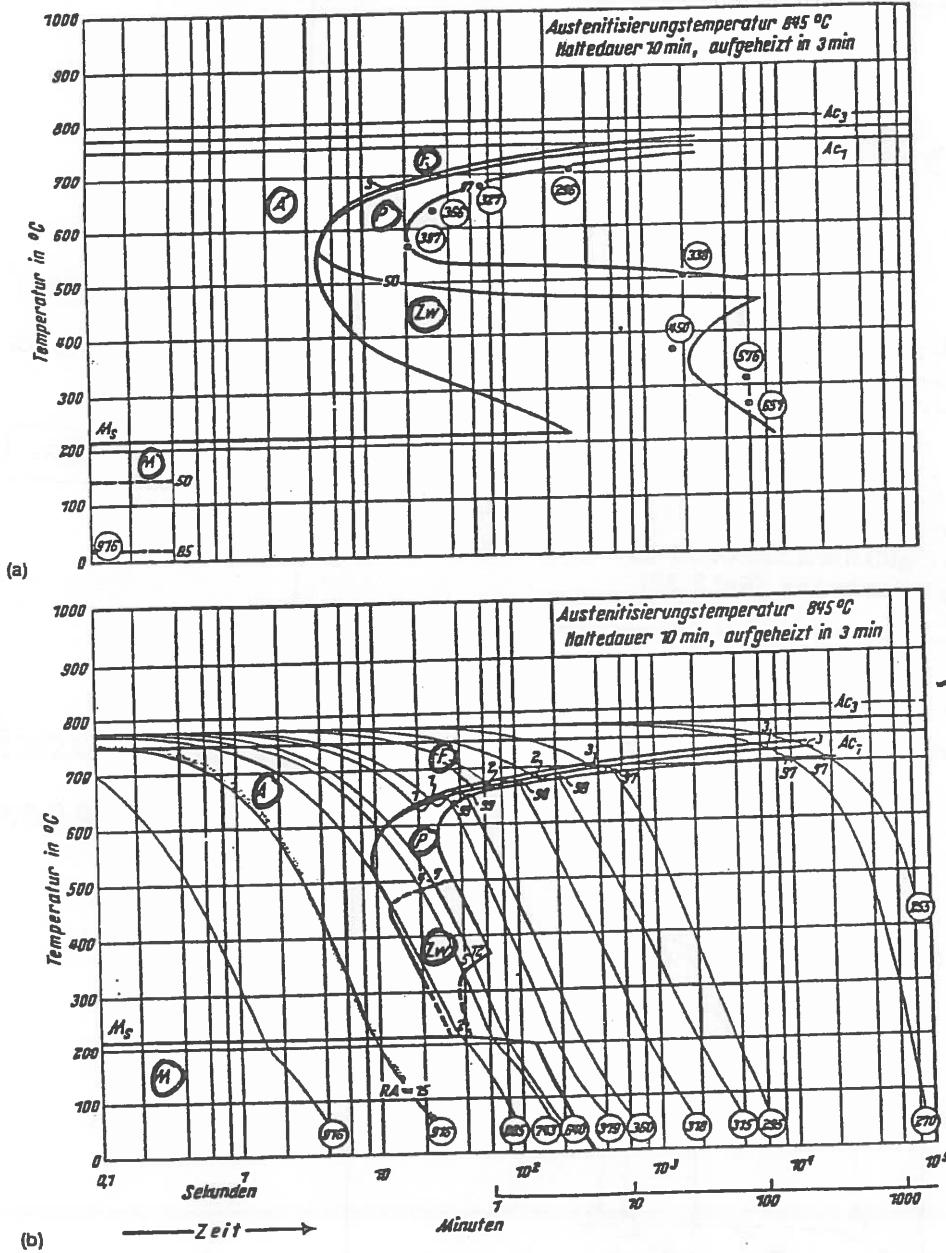
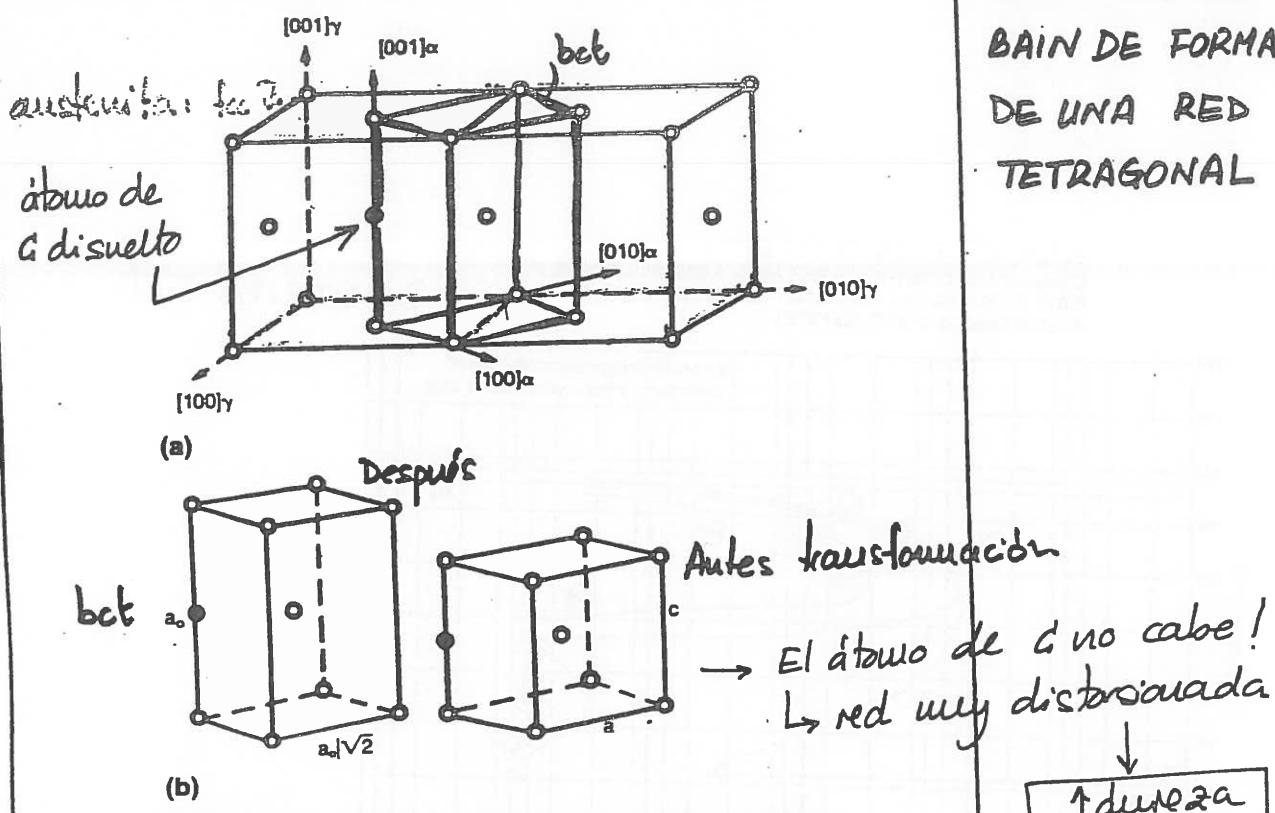


Diagramma de
aufkühlungs
kurve.

Fig. 2-31 Comparison of the isothermal TTT diagram (a) and the continuous cooling TTT diagram (b) for two steels (From same source as Fig. 2-27) (continued)

MECANISMO DE
BAIN DE FORMACIÓN
DE UNA RED
TETRAGONAL



POSIBLES POSICIONES
PARA EL CARBONO

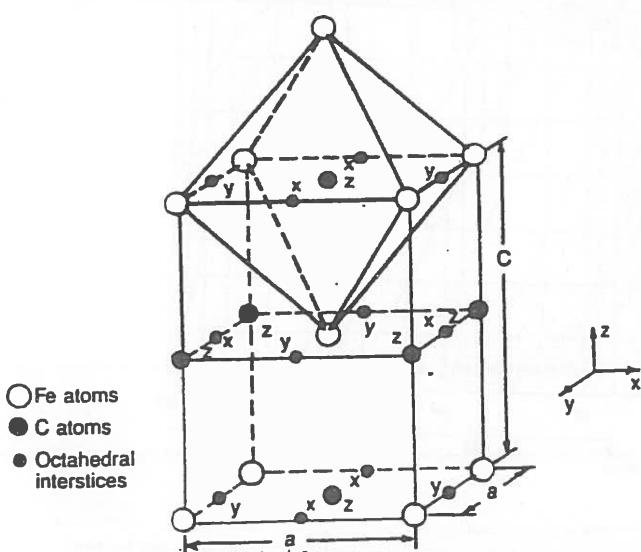
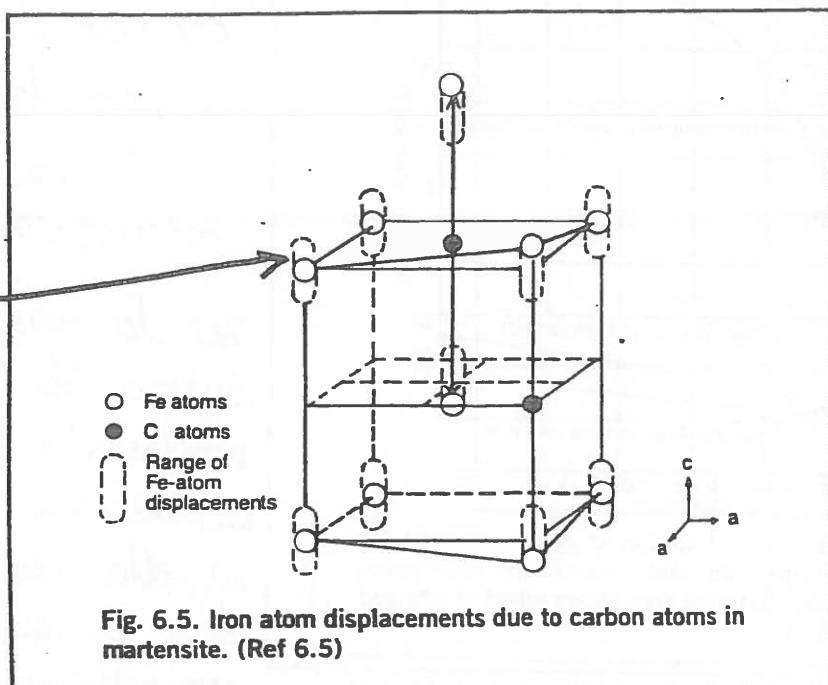
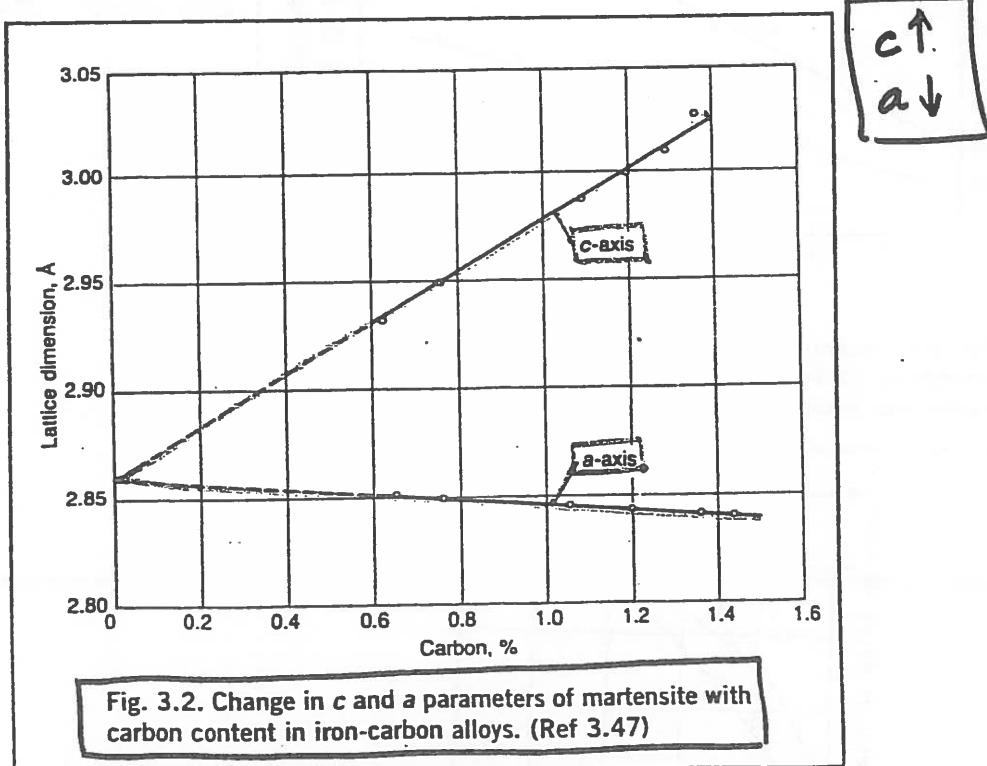


Fig. 3.1. Body-centered tetragonal crystal structure of martensite in Fe-C alloys. Carbon atoms are trapped in one set (z) of interstitial octahedral sites. The x and y sites are unoccupied. (Ref 3.5)



Variación de los parámetros de red con el I.C



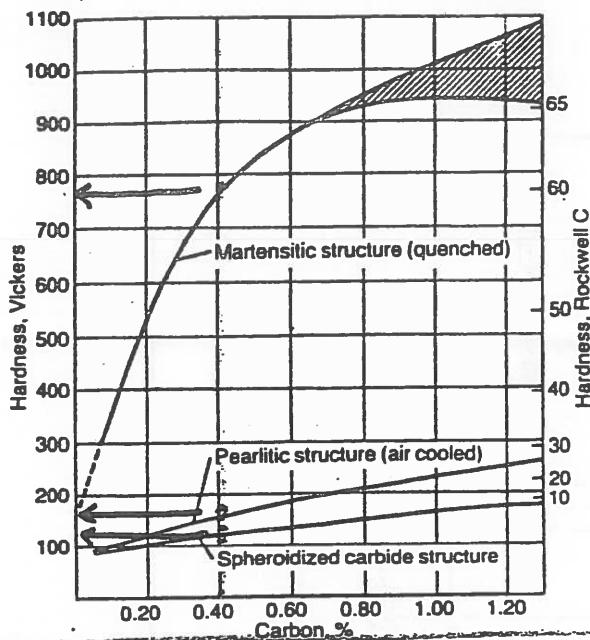


Fig. 6.1. Hardness as a function of carbon content for martensitic, ferrite-pearlite, and spheroidized microstructures in steels. Cross-hatched area shows effect of retained austenite. (Ref 6.1)

DUREZA EN
FUNCION DEL
CONTENIDO EN
C para las
diferentes
estructuras

Ver la gran
dureza de la
martensita y la
influencia del %C
en ella: en las
otras tb. influye,
pero mucho menos

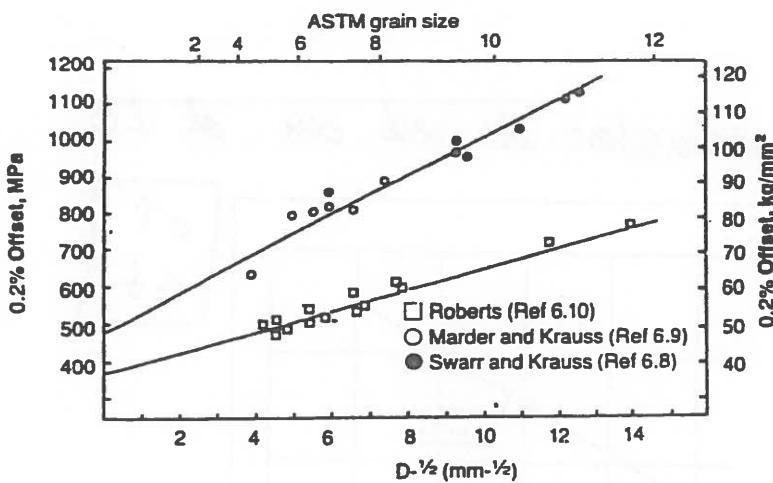


Fig. 6.4. Increase in strength of lath martensites with decreasing packet size, D. Upper line is for Fe-0.2C martensite; lower line is for Fe-Mn martensite. (Ref 6.8)

Influencia del
tamaño de grano.

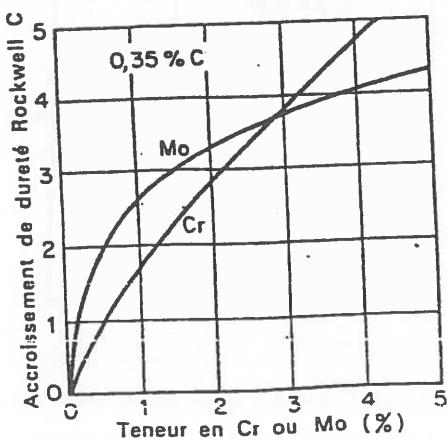


FIG. 5.3. — Influence du molybdène et du chrome sur la dureté maximale d'aciérs
à 0,35 % C.

Si el tiempo (enfriamiento rápido) de la austenita avanza por debajo de M_s , aumenta la instabilidad de dicha fase, transformándose en martensita una mayor fracción del sistema. Al temperar hasta M_f o hasta temperaturas inferiores se completa la transformación martensítica. La martensita es una fase metaestable; esto quiere decir que es estable con el tiempo, pero que durante calentamientos posteriores se descompondrá en las fases más estables α y Fcc . El control cuidadoso de las proporciones de cada una de dichas fases es el objeto del tratamiento térmico, que veremos más adelante.

La fase metaestable de la martensita está formada por una solución sólida sobreexaltada por inscribir, que produce tensiones que originan desplazamientos por cizallamiento, dura, apareciendo una estructura tetragonal centrada en el cuerpo con un átomo de carbono atrapado como helio visto.

La temperatura a la que comienza la transformación, M_s tiene una gran dependencia con el contenido en carbono y los elementos de aleación, como puede verse en la fig 3.7.

En cuanto a la microestructura de la martensita, hay decir que depende del contenido en carbono. Si el acero contiene menos del 0.6% C, la martensita presenta dominios de aqujas de diferentes orientaciones en cada uno de ellos. Dentro de cada aquja la estructura

está altamente distorsionada y contiene regiones con altas densidades de dislocaciones. Cuando el carbono en carbono supera el 0.6%, empieza a formarse un tipo de martensita diferente denominado martensita bainita. Es muy común encontrar que la martensita se encuentra rodeada de austenita sin transformar, que denominamos austenita refenida. Para eliminirla, se tiene al decarburo simple subcrito, esto es, seguimos enfriando hasta que el porcentaje de austenita no transformada es del orden (o menor) del 5%. En la figura 3.9. vemos como evoluciona el enfriamiento, la transformación por debajo de M_s (representada en la figura por el cero). Vemos, p.e. que 200°C por debajo de M_s aún queda un 10% de austenita sin transformar. Al simple subcrito hay que recordar cuando al alcanzar la temperatura ambiente aún tengo austenita sin transformar. Si nos fijamos en la fig. 5.1. vemos que a 0° (Tamb.) aún tengo mucha austenita sin transformar (tengo un 54% de martensita!) \Rightarrow estamos obligados a realizar el simple subcrito con, por ejemplo, un baño criogénico representado por la línea A. Es importante comenzar este simple inmediatamente, pues si se deja pasar el tiempo va a tener lugar la

11/130

FORMACIÓN MARTENSITA

desplazamiento
cizalladura
e planos

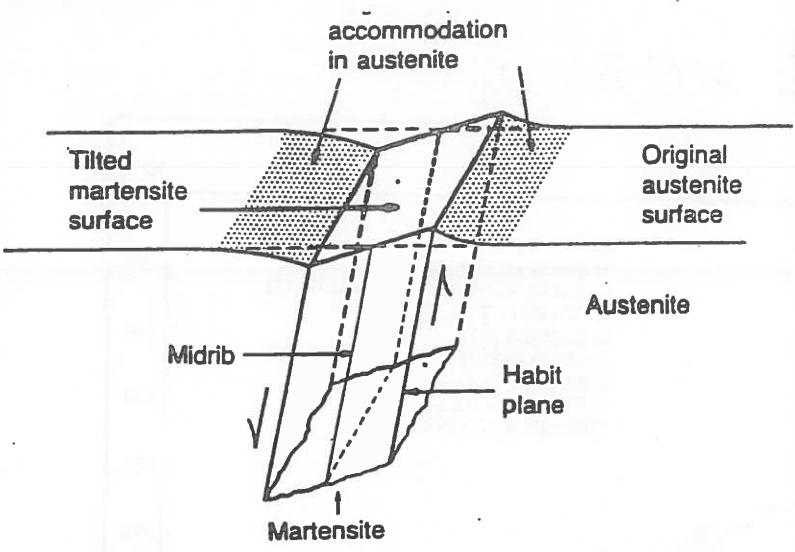


Fig. 3.3. Schematic of shear and surface tilt associated with formation of a martensite plate. (Ref 3.6; adapted courtesy of M.D. Geib, Colorado School of Mines, Golden)

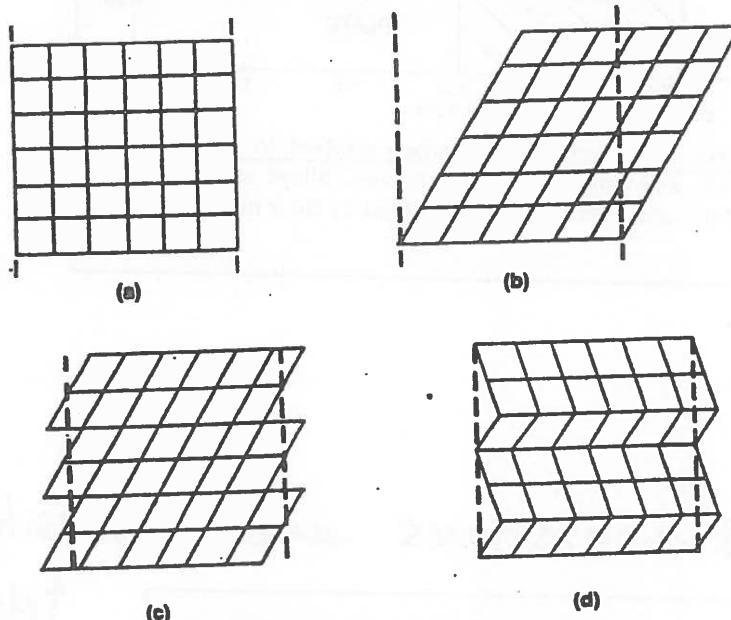


Fig. 3.12. Schematic diagrams to show (a) portion of parent crystal; (b) new lattice (martensite) produced by lattice deformation; and lattice invariant deformation by (c) slip and (d) twinning to make martensite conform to original position of parent crystal (a). (Ref 3.6)

desplazamiento
e planos y
modado

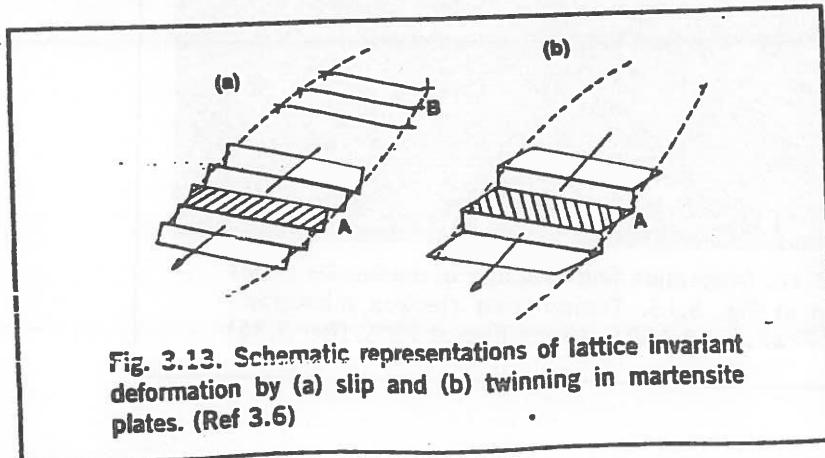
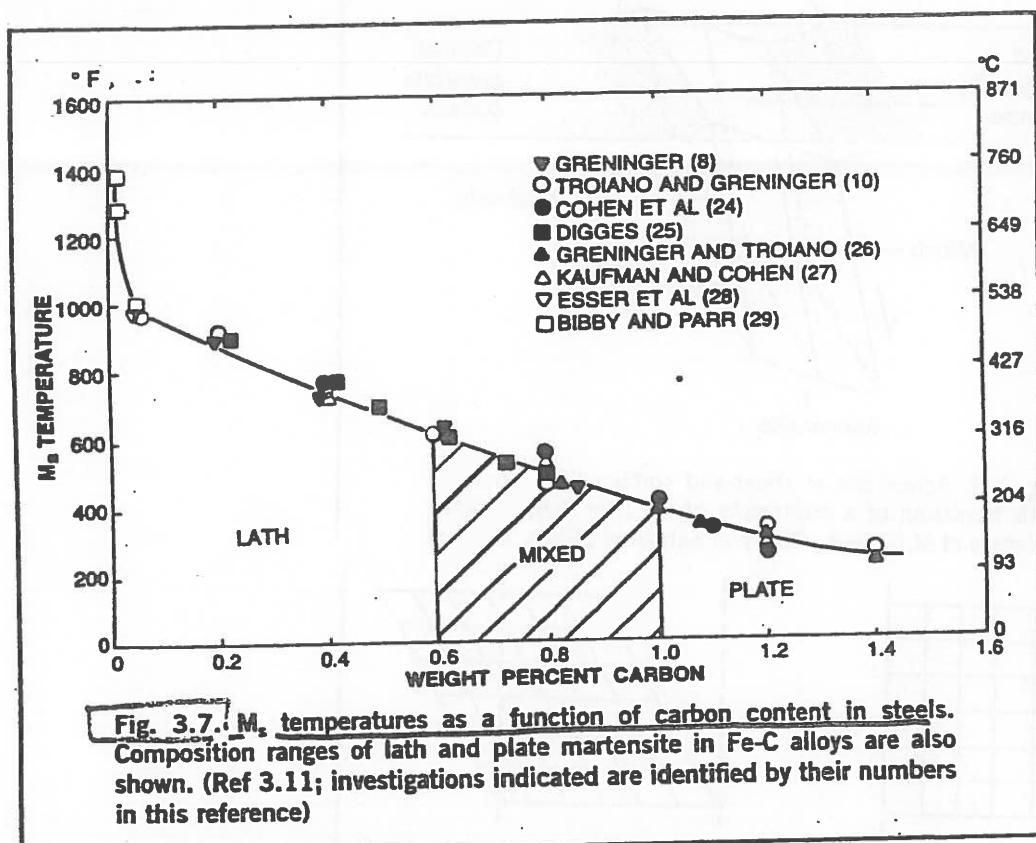
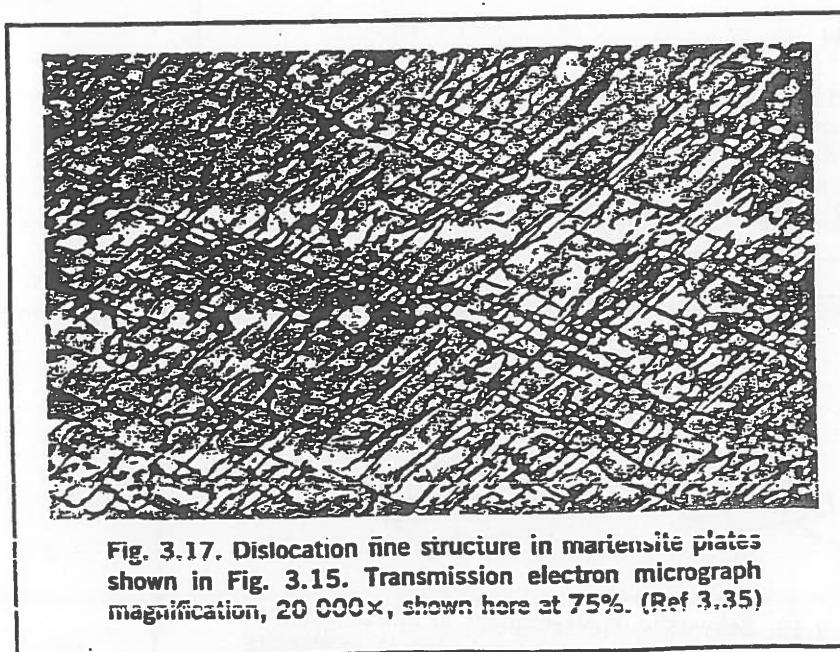


Fig. 3.13. Schematic representations of lattice invariant deformation by (a) slip and (b) twinning in martensite plates. (Ref 3.6)

VARIACIÓN DE M_s CON EL C.



Alta densidad de deslocalizaciones en la martensita.
↑ dureza.



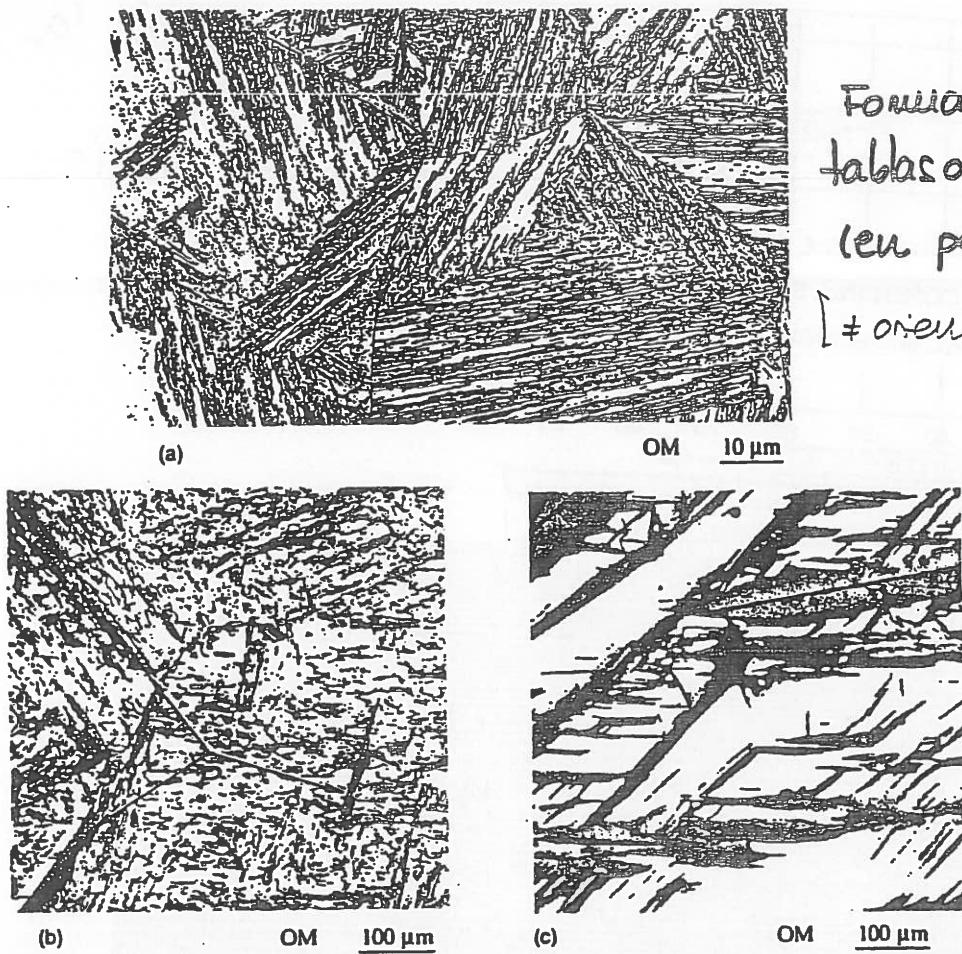
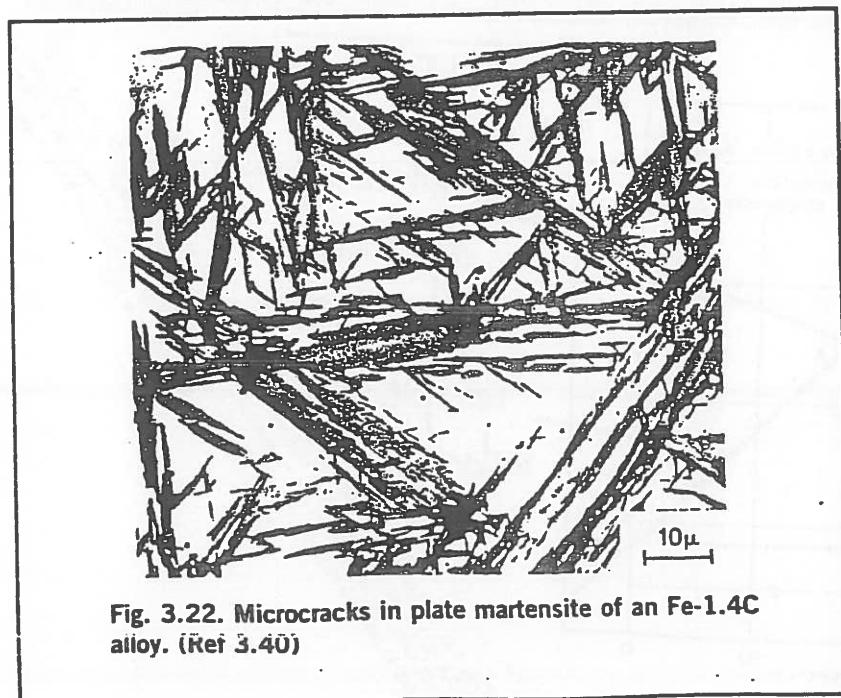
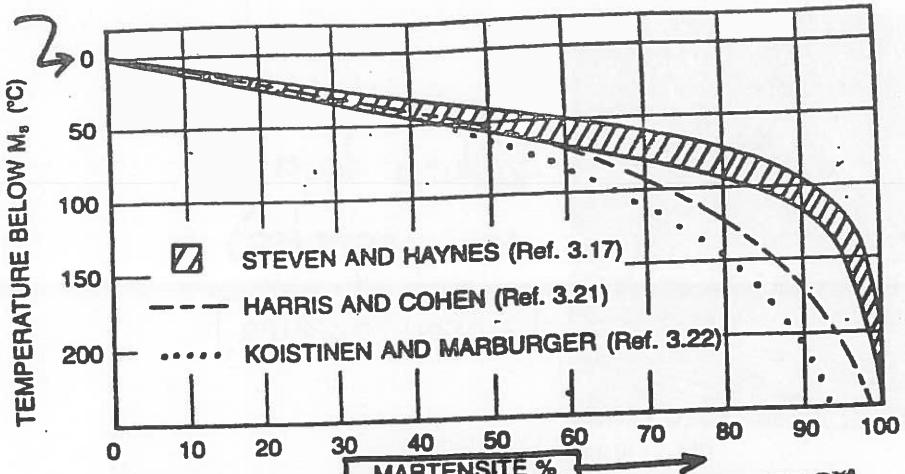


Fig. 2-11 Examples of the microstructure of martensite. (a) Lath martensite in a low-carbon alloy steel (0.03% C, 2% Mn); (b) Plate martensite (marked P) and lath martensite in medium-carbon (0.57% C) steel; (c) Plate martensite in a high-carbon (1.2% C) steel. Matrix is retained austenite. (From Metals Handbook, 9th edition, Vol 9, Metallography and Microstructures, American Society for Metals, Metals Park, Ohio (1985))

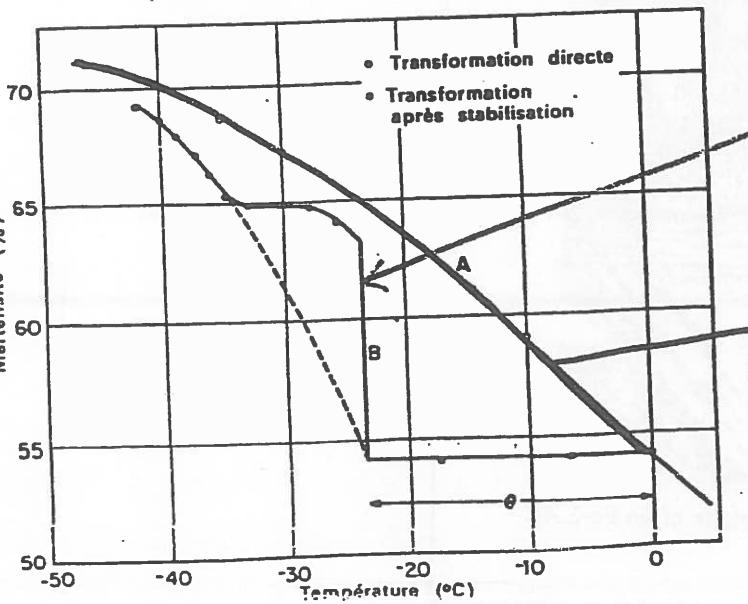
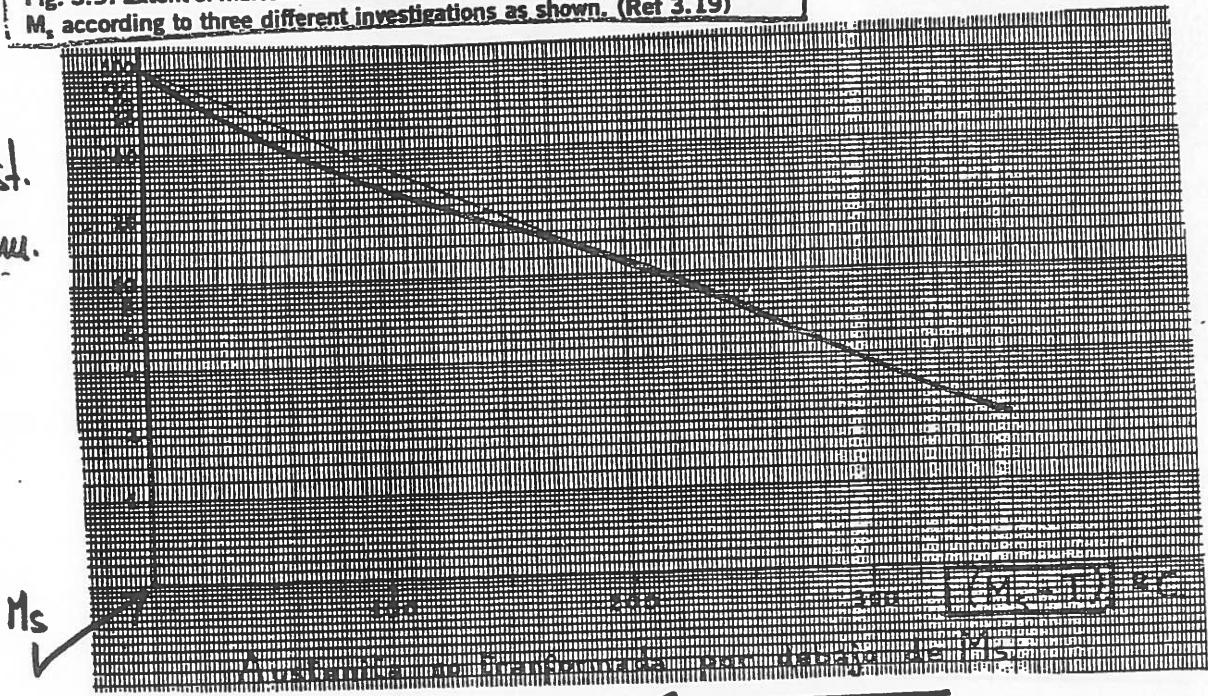




Evolución de la transformación por debajo del M_s

Fig. 3.9. Extent of martensite formation as a function of undercooling below M_s , according to three different investigations as shown. (Ref 3.19)

Aust.
stabil.



Instabilité
aussi
peu durable

Temps
souszero

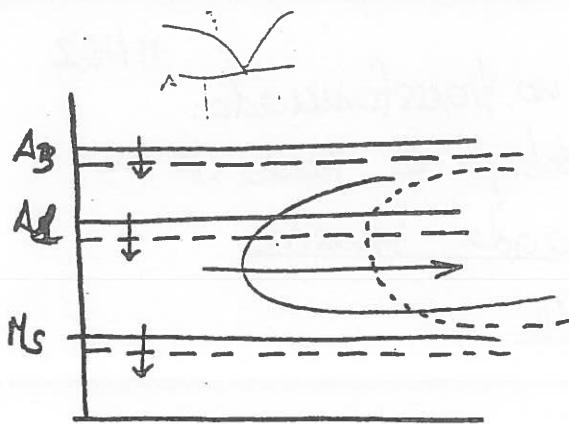
Fig. 3.4. Transformation d'un acier à 0,0 % C — 3,2 % Mn — 0,5 % Cr — 0,4 % Si et 0,2 % Nb au cours de deux traitements différents : A : transformation directe ; B : transformation après stabilisation continu. La différence de température de marténite, visiblement à 0 °C, vendredi 45 min, puis refroidissement continu. La différence de température de marténite, visiblement à 0 °C, vendredi 45 min, puis refroidissement continu (Gioven et Serra (4)).

autobs estabilizaciou de la austenita no transformada:
 a una determinada temperatura por debajo de T_{aus} (o en
 la figura) se produce una transformaciou brusca
 (línea B) en martensita, nada deseable.

• Influencia de elementos de aleación

dos diagramas que hemos analizado corresponden a
 un acero al carbono eutectoide, que no tiene más
 elementos de aleación que Si (0.25%) que es desoxidante
 y Mn (0.75%) para que se formen sulfuros de Mn en lugar
 de sulfuros de Fe que son más dañinos. Cuando aparecen
 otros elementos distintos de éstos (que los tienen todos)
 comenzamos a hablar de aceros aliados. Vamos a ver
 cuáles afectan estos elementos de aleación.

- Gárrulos: Ni, Mn, Cr (C y N).
 - Son estabilizadores de la austenita, luego retrasan
 la transformación de austenita a ferrita: desplazan el diagrama, la "raíz", hacia la derecha; la
 transformación tiene lugar a t mayores.
 - Rebajan las temperaturas A_1 y A_3
 - Rebajan M_s
 - Retrasan las transformaciones perlítica y bainítica
 (moven la "raíz" hacia la dere)



- acero al carbono
-- con aleante gamnigeno.

→ Favorecen el tiempo, pues disparemos de mayor tiempo.

- Alfágenos: Cr, Mo, V, W, Nb, Al, Si;

Generalmente se emplean el Cr (1%) y Mo (0.25%).

• Son estabilizadores de ferrita, luego adelantan la transformación de austenita a ferrita.

• Elevan A₁ y A₃

• Rebajan M_s.

Como adelantan la transformación de la austenita, el diagrama se desplaza hacia la izquierda, pero como son también fornecedores de carburos lo que ocurre es que:

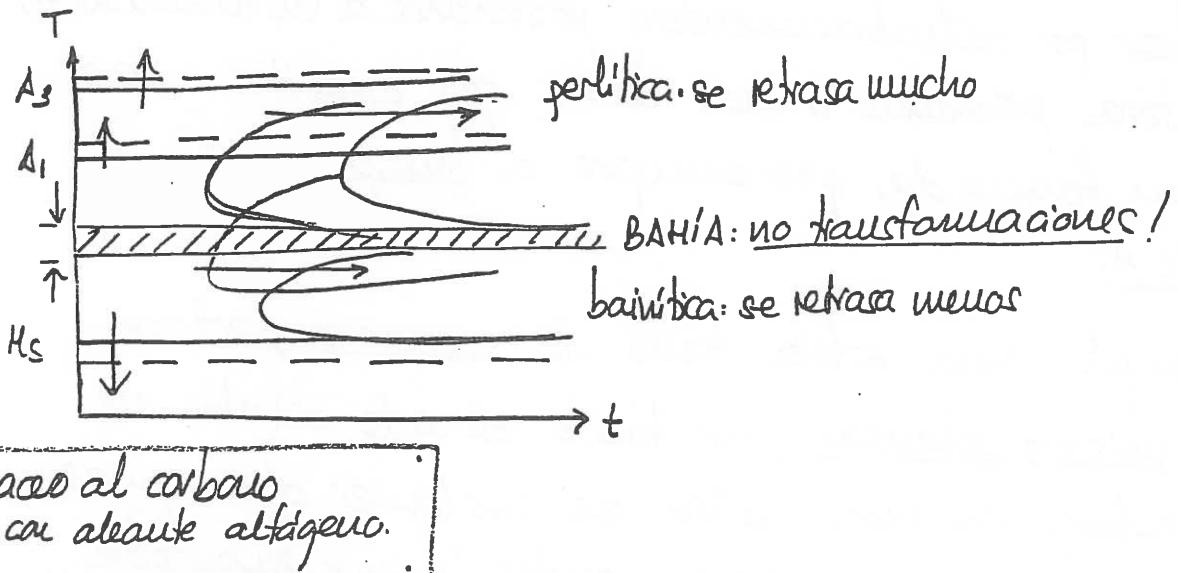
- Retrasan mucho la transformación peritíca, porque se nuclean con menor velocidad otros carburos (en lugar del FeC) como el carburo de cromo;

- Retrasan poco la transformación bainítica.

Por tanto, el efecto global es que separan las transformaciones peritíca y bainítica en las escalas

M133

de tiempos y en la de temperaturas ($\uparrow A_1, A_3 \downarrow M_S$) generando las denominadas bahías [margen de temperaturas en las que aunque pase mucho tiempo no se produce transformación alguna].



Esas bahías se aprovechan para, por ejemplo:

- realizar procesos de deformación (tratamientos termomecánicos : forja)
 - realizar "tiempos escalonados" para mitigar tensiones de temple.
- * Influencia del tamaño de grano: el grano base retrasa las transformaciones perlitica y bainitica, pues tiene una menor superficie de borde de grano (menor energía acumulada por unidad de volumen).

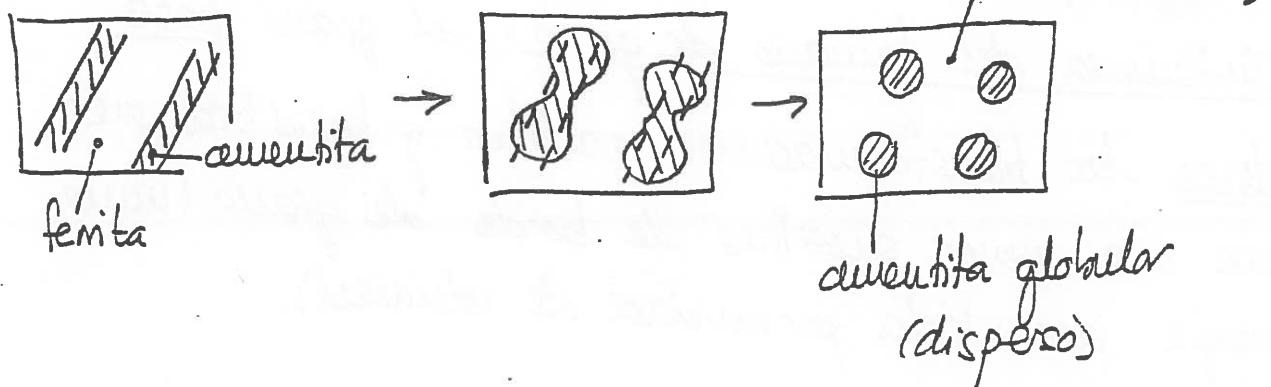


• Evolución de los constituyentes formados

Cuando tenemos uds de un constituyente, éstos pueden evolucionar de forma algo diferente a como hemos visto hasta ahora, siempre buscando su forma más estable; lo podrás hacer por calentamientos posteriores a su formación, a temperaturas próximas o más altas que aquellas a las que se han formado, pero siempre a temperaturas por debajo de A.

Por ejemplo, una esfera tiene la menor superficie para un mismo volumen; por tanto es más estable un disperso esférico en una matriz que cualquier otra, y más aún si las esferas son pocas y grandes (menor superficie por unidad de volumen total).

→ La perlita puede evolucionar hacia una morfología globular de la cemantita (disperso), quedando la fémata como matriz, pues la morfología laminar no es la más estable.



INFLUENCIA DE ELEMENTOS DE ALEACIÓN

M/134

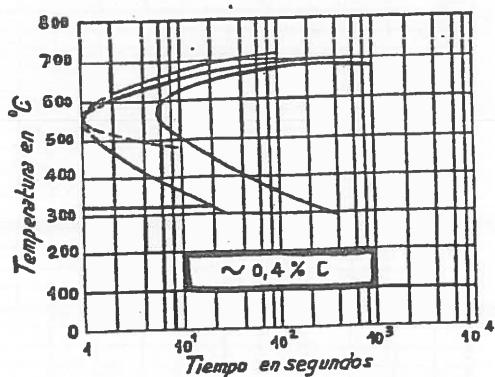


Fig. 369.—Disminución del tiempo de incubación por la existencia de elementos proeutectoides.

Aero al carbono

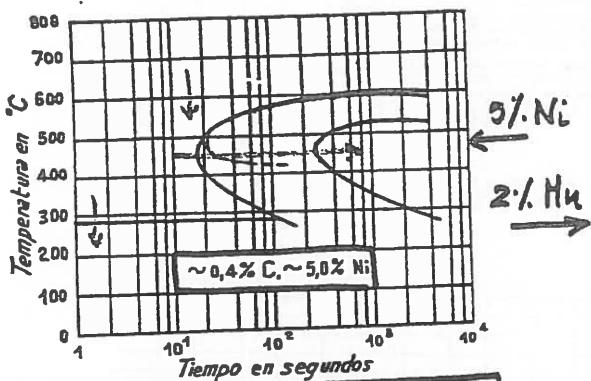


Fig. 370.—Influencia del NL. Desplazamiento de las curvas de transformación.

Ni — Gáumágano.
↓ Ms ; ↓ A₁; ↓ A₃ curvas →

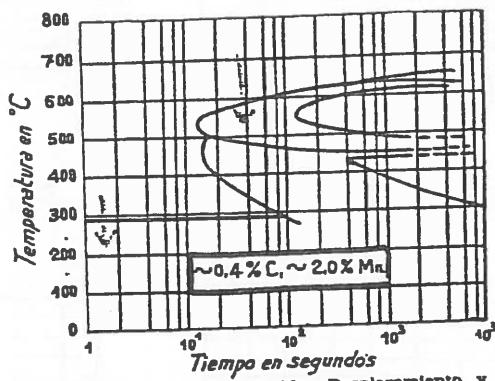


Fig. 371.—Influencia del Mn. Desplazamiento y desdoblamiento.

• Mn — Gáumágano
↓ Ms ; ↓ A₁; ↓ A₃ pero menos que Ni
Desdoblamiento curvas:
formador de carburos

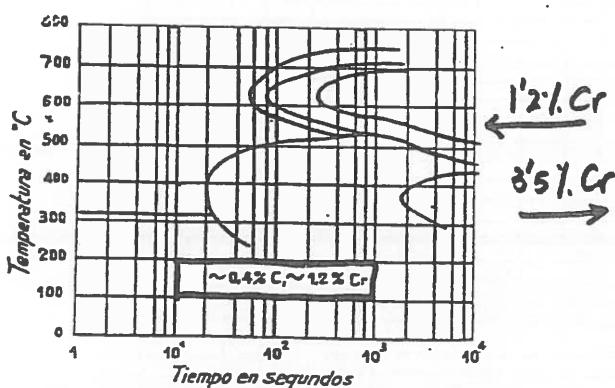


Fig. 372.—Influencia del Cr. Retardo de ambas reacciones.

Cr = Alúgeno
↓ Ms ; ↑ A₁, ↑ A₃
retasa bainítica
retasa + perlítica

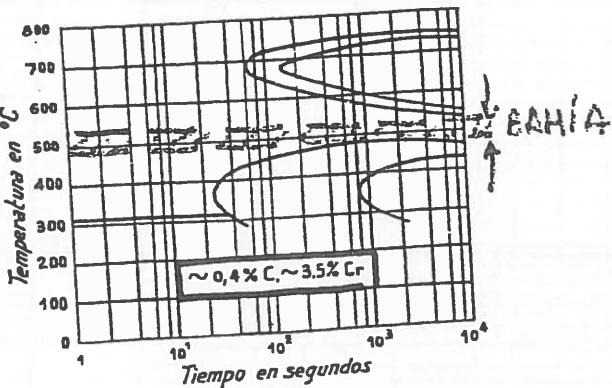
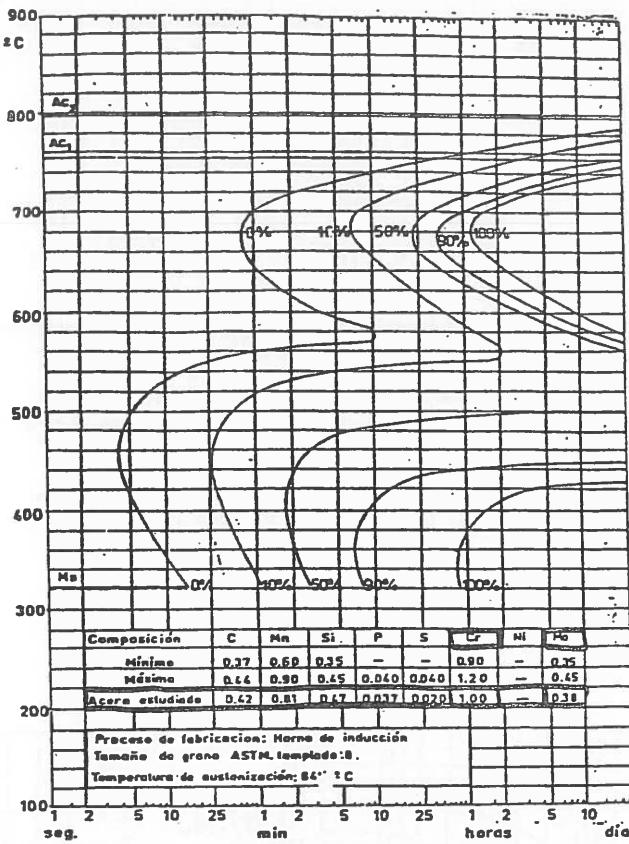
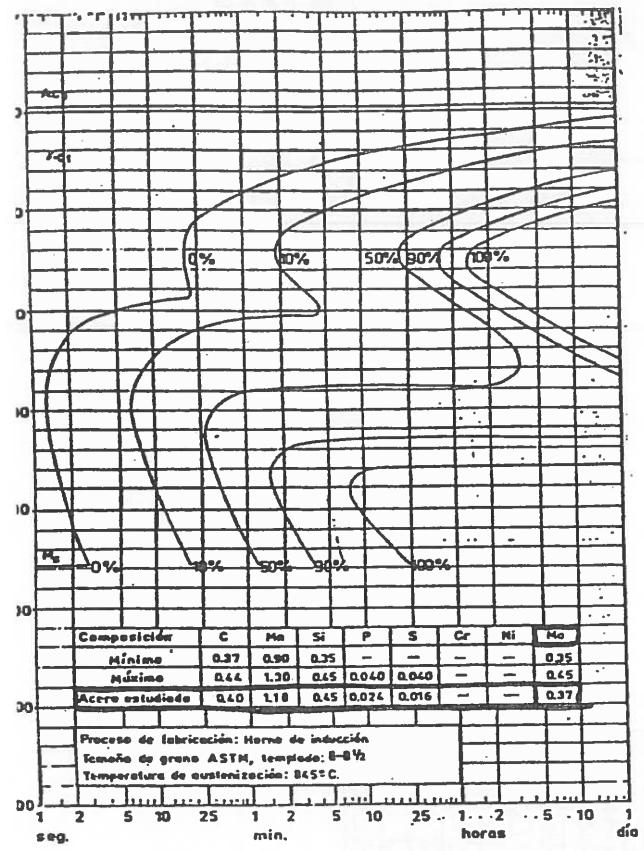
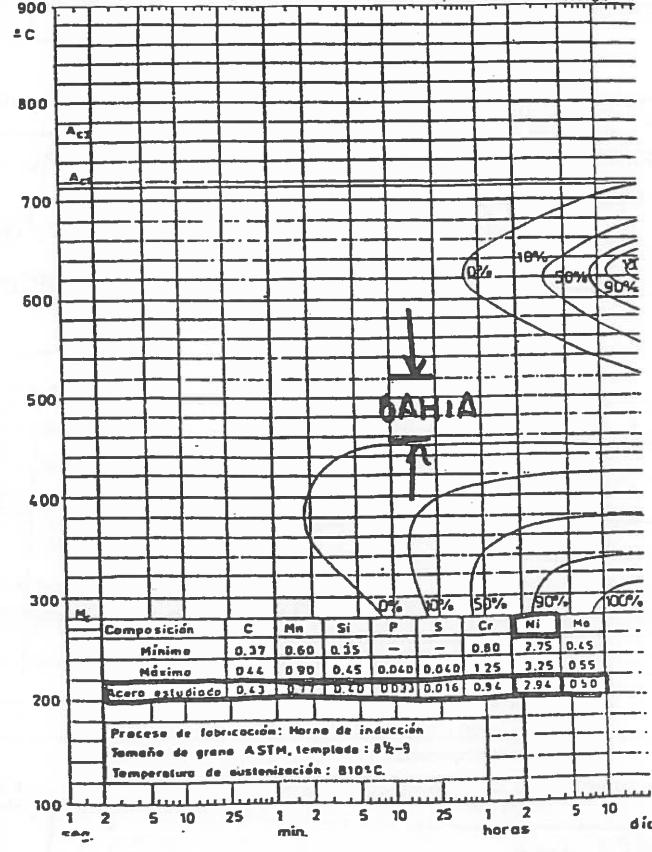
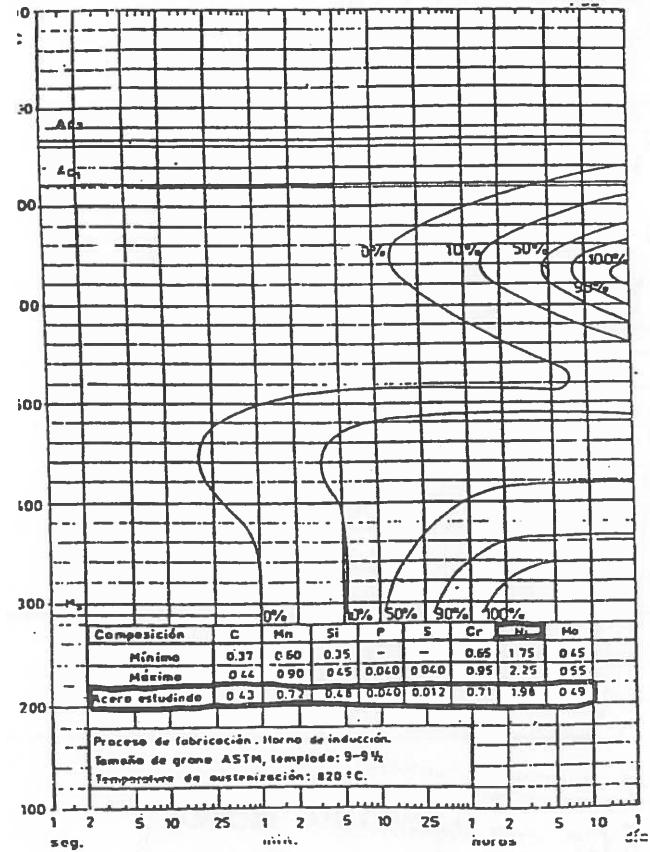


Fig. 373.—Separación de reacciones.

↑ Cr → apariación báttica.



DIAGRAMAS EXPERIMENTALES DE TRANSFORMACIÓN.



- La austenita preeutectoide podrá globularizar (incluso por encima de A_1)
- La ferrita preeutectoide quedará siempre como matriz
→ la estructura globular es ^{la más} estable, la de menor resistencia y mayor plasticidad y maquinabilidad.

La bainita evolucionará globulizando la austenita en matriz de ferrita

La martensita comenzará sacando el carbono de la red, y al calentar a temperaturas crecientes, formará carburos en etapas sucesivas y podrá alcanzar una estructura de precipitado (estructura óptima)

La austenita retenida se transformará en un agregado ferrita-carburo, que evolucionará como la martensita.

ESTRUCTURA
ESTABLE

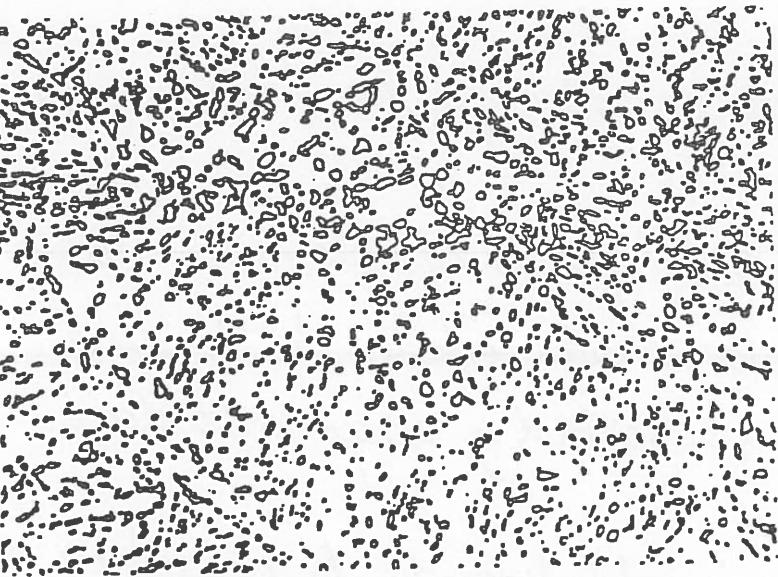
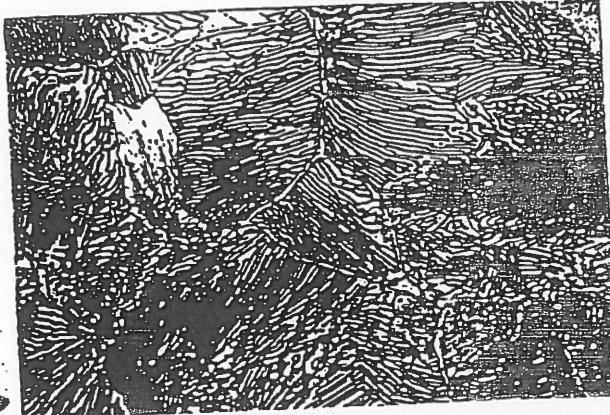


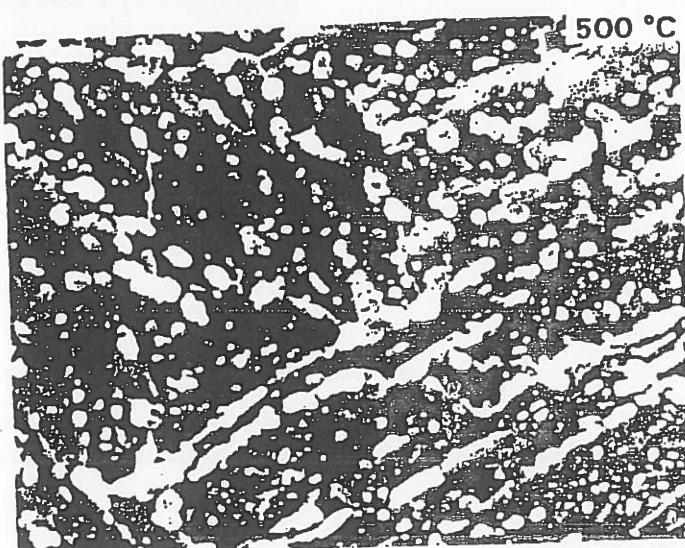
Fig. 5.5. Spheroidized microstructure in an Fe-0.66C-1Mn alloy formed by heating martensite at 704 °C (1300 °F) for 24 h. Picral etch. Magnification, 1000 \times . Courtesy of A.R. Marder and A. Benscoter, Bethlehem Steel Corp., Bethlehem, PA



laminar



Globular
(estable)



Lamellar \rightarrow globular

(e)

Fig. 5-18 (continued) Scanning electron micrographs showing the effect of tempering temperature (1 hr) on the microstructure of 0.2, 0.4 and 0.8% C steels. In these micrographs, the carbides are white and the gray background is ferrite. (continued)