

# TRANSFORMACIONES DE LA ESTRUCTURA

## • Solidificación

La formación del sólido es un proceso de unión (formación de vínculos) y crecimiento ocasionado por la atracción y repulsión de átomos; los átomos se van acercando e alejando hasta que van encontrando la estabilidad → formación de vínculos: hay un tamaño crítico hasta el cual el proceso de formación puede volverse atrás, p.e. por el impacto de otro átomo con mayor energía,... ⇒ hasta el el proceso es inestable.

Entonces, primero tiene lugar la formación de "grumos" (esas agrupaciones inestables de átomos) en el seno del líquido; al bajar la temperatura, algunos crecen y se hacen ya estables, formando los denominados "núcleos" los cuales, al crecer (proceso de crecimiento) originan la estructura granular. Este proceso de crecimiento se prolonga, en la dirección que sea, hasta que físicamente no se pueda seguir más, por interacción con otro núcleo en crecimiento,... Estas interacciones dan lugar a los bordes de grano, donde los átomos ocupan posiciones intermedias respecto a lo que le corresponde dada por pertenecer a uno u otro núcleo. Esto implica que están en posiciones inestables, luego tiene más energía que los átomos bien colocados.

(Ver FIG. 14)



- Subgranos: estructura mosaico: dentro del propio grano formado tenemos una nueva estructura de granos, formando los denominados bordes de grano de ángulo pequeño (ver FIG 13) → veremos en su momento que son en realidad líneas de deslizamientos.

- Marcas: dentro de un grano se distinguen rectas horizontales y verticales, denominadas marcas; zonas en las que a un lado y a otro se tienen diferentes orientaciones de la red pero simétricas:

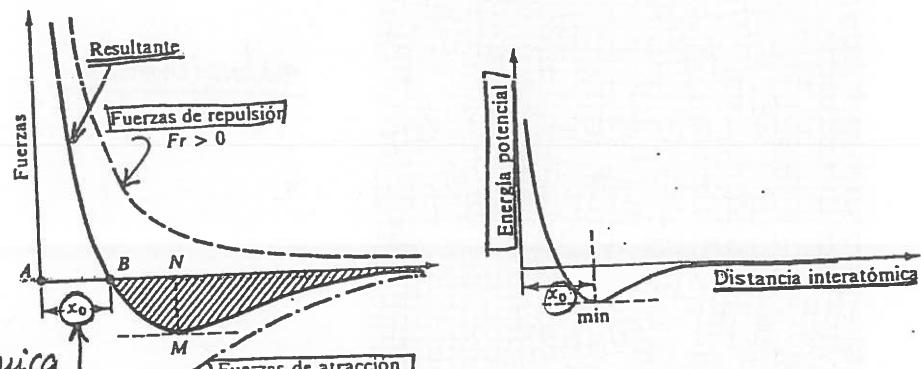


las formas de los granos pueden ser:

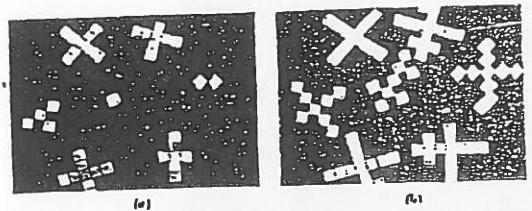
- Idiomórficas: geometría en el espacio que recuerda la de la red cristalina que la forma (se da muy poco)
- Alotriomórficas: "no recuerdan a nada"; los límites de grano aparecen cuando un vicio en crecimiento se choca con otros luego adoptan la forma que corresponda.
- Equiaxiales: todos los granos crecen más o menos lo mismo y de forma similar
- Columnares: los granos crecen más en una dirección que en otra, adoptando formas alargadas (gran influencia en las propiedades!)



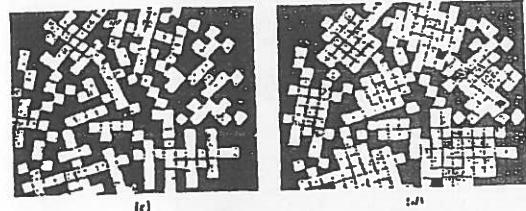
# SOLIDIFICACIÓN



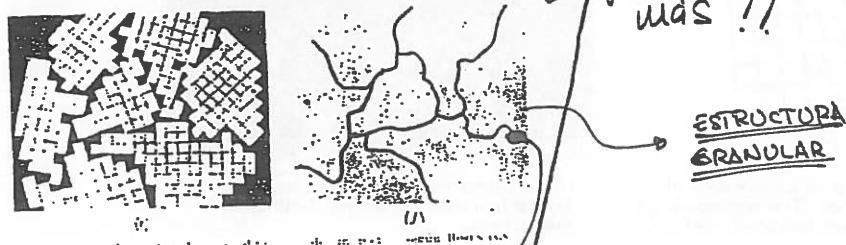
Distancia interatómica  
equilibrio entre dos  
átomos: A y B



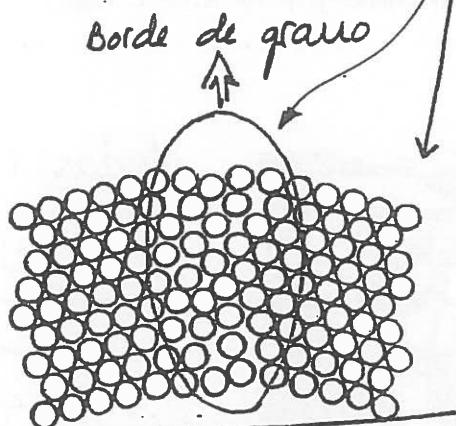
proceso de crecimiento  
de los vides hasta interacción



ya no pueden crecer  
más !!

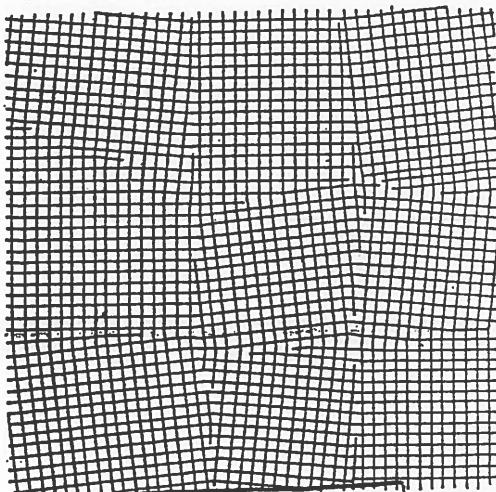


ESTRUCTURA  
GRANULAR



- aunque quisiera, el  
desplazamiento lo  
tiene impedido.

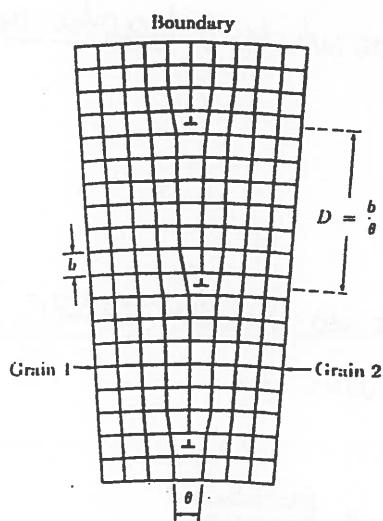
FIG. 14.—Forma posible del borde entre  
granos.



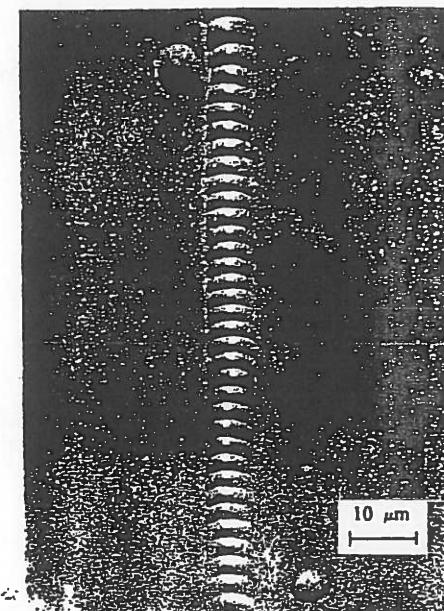
subgranos

FIG. 13.- Estructura mosaico.

Tendencia a alineación  
de lím. de grano. (Tendencia termodin.)

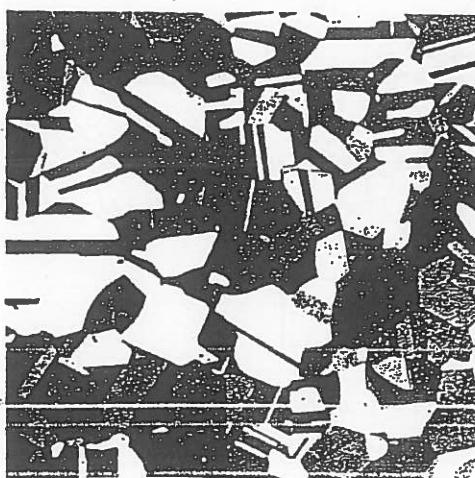


(a) A tilt boundary as a succession of added crystal planes. The corresponding edge dislocations are indicated. (After Burgers.)



(b) Photomicrograph of a tilt boundary in germanium showing the regularly spaced dislocations.

Fig. 3.26 The nature of tilt boundaries in metals. (Photomicrograph courtesy F. L. Vogel Jr., Bell Telephone Laboratories.)



Mallas (Vistas por difracción)

→ dentro del grano.



## - Tipos de nucleación:

- Homogénea: la generada en el seno del líquido
- Heterogénea: la generada en las paredes o impurezas del interior del líquido. Es la que se produce generalmente ya que la solidificación comienza por las zonas de menor temperatura, o sea, las que están en contacto con el recipiente que contiene al líquido.

- Acción de impurezas: la presencia de impurezas en el seno del líquido apartalla los choques y atrae a los átomos de para formar una red. La mayoría se eligió a propósito para ello, pues en sí mismas son gérmenes. Tienen una gran aplicación pues, p.e., con una determinada concentración conseguiremos tener muchos núcleos creciendo  $\rightarrow$  granos más pequeños (es lo que normalmente buscamos!)  $\rightarrow$  E.g.: grano de arena en el aceite fundido

- Acción del níquel: atrae a más átomos  $\rightarrow$  crecimiento.

## - Proceso; justificación termodinámica

La energía libre de Gibbs es:  $G = E - TS$ . Si  $T_s$  es la temperatura de solidificación:

L: numero grande de moléculas qV

•  $T < T_s$ : la fase más estable es la que tiene menor energía, que es la sólida

•  $T > T_s$ : la fase más estable es la líquida

•  $T = T_s$ : ambas son igual de estables, luego energéticamente da lo mismo tener sólido que líquido.

Lo que ocurre es que si bajamos un poco la temperatura, si se mantiene la fase líquida, se está perdiendo energía, con lo que solidifica (pasa a su fase más estable!) → Fuerza impulsora de la solidificación, por unidad de volumen:

$$\Delta G_v = G_L - G_S$$

$\downarrow T \Rightarrow \uparrow \Delta G_v$  y  $\uparrow$  inestabilidad del líquido

Hemos de tener en cuenta otros cambios energéticos; al formarse un germe en el líquido, el cambio energético es

$$\Delta G_T(r) = \frac{4\pi r^2}{\text{esta pende con la } T_S} \Delta G_S - \frac{4/3\pi r^3}{\text{esta cambia con la } T_S \text{ de contac}} \Delta G_v$$

(TOTAL)

+ aproximadamente el germe forma estea, aunque no lo sea!

$\Delta G_S$  = aumento de energía de los átomos de la entrecara generada, que tienen mayor energía (siempre positiva) cuando los átomos van formando el sólido pierden su energía, pero los que están en el límite se ven atraídos por el lado en contacto con el sólido por no por el lado del líquido → inestabilidad → menor energía

$\Delta G_v$

- negativo para  $T > T_S$
- positivo para  $T < T_S$

$$\Delta G_T = (+\Delta G_S - (-\Delta G_v)) > 0$$

$r > 0$  siempre

→  $T > T_S \Rightarrow \Delta G_T > 0$ ; se pueden formar germenes, pero serán inestables. El número n de germenes de radio r serán, según la estadística de Boltzmann, proporcional a:

$$\exp(-\Delta G_T/kT)$$

**FIGURA 4.3.** Conjunto de granos separados de un lingote de aleación de titanio fundido al arco bajo la acción de los golpes de un martillo. El agrupamiento ha preservado las verdaderas facetas de unión de los granos individuales de la estructura original de la fundición. (Ampliación  $\times 1/6$ .) (Según W. Rostoker y J. R. Dvorak: «Interpretation of Metallographic Structures», Academic, 1965, página 7.)

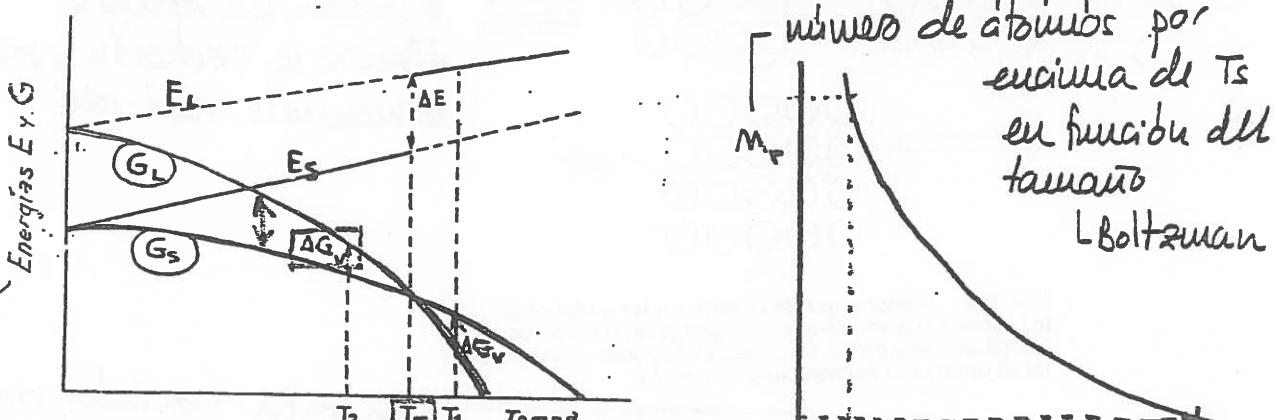
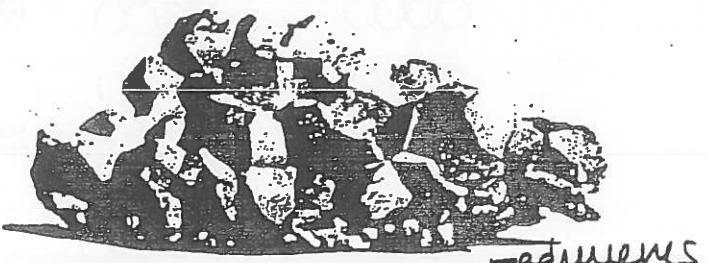
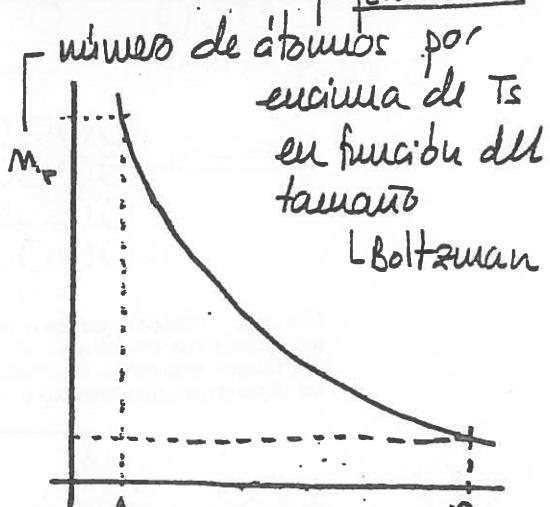
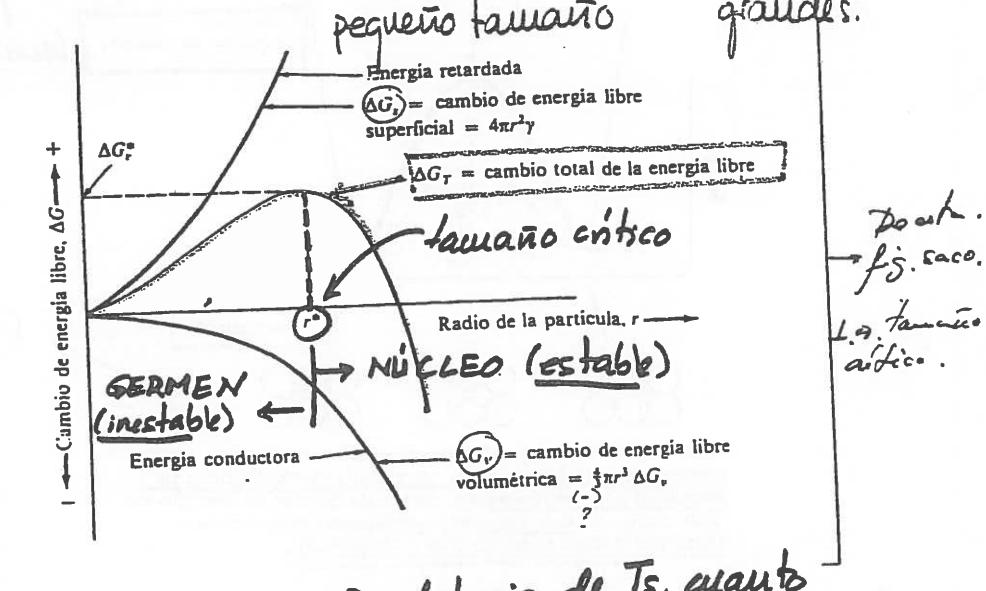


Fig. 326.—Variaciones en la energía libre e interna de un metal con transformación

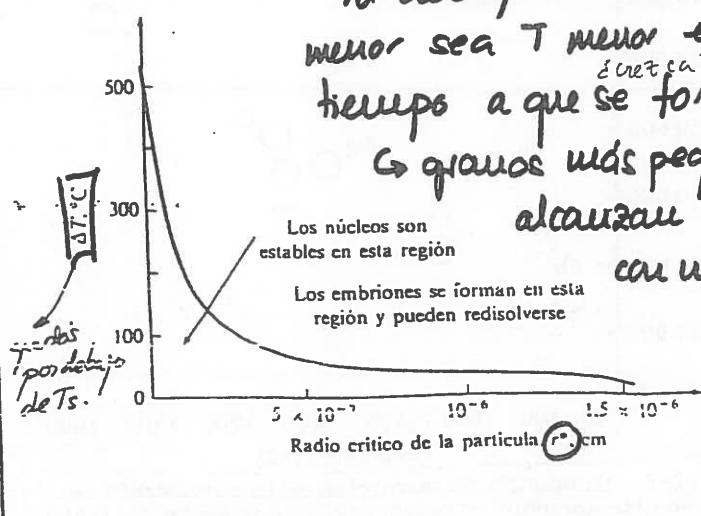
e redondeando el cristal que posee  $E_{\text{libre}}$  i. f. posee  $E_{\text{libre}}$ .  
temp. de solidificación.



**FIGURA 4.4.** Cambio de energía libre  $\Delta G$  frente al radio del embrión o núcleo originado en la solidificación de un metal puro. Si el radio de la partícula es mayor que  $r^*$ , continuará creciendo un núcleo estable.



**FIGURA 4.5.** Radio crítico de un núcleo de cobre, frente a grado de subenriamiento  $\Delta T$ . (Según B. Chalmers, «Principles of Solidification», Wiley, 1964.)



Por debajo de  $T_s$ , cuanto  
menor sea  $T$  menor es  $r^*$ : no dura  
tiempo a que se forme el núcleo  
→ granos más pequeños, pues  
alcanzan la estabilidad  
con un tamaño  
menor

→ el tamaño crítico  
es menor cuanto menor  
sea la  $T$ .

→  $T_s$  → radio más grande a bajas  $T$

# FUSIÓN

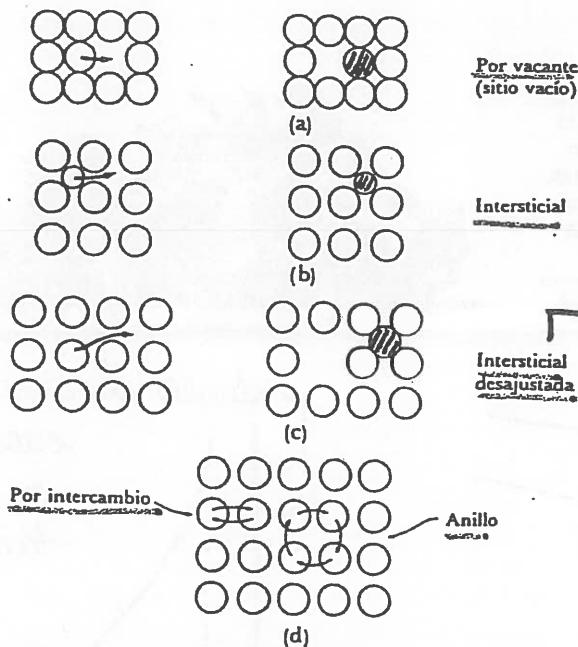


FIG. 5-2 Mecanismos de difusión en los materiales.  
 (a) Difusión por vacantes o por sustitución de átomos,  
 (b) difusión intersticial, (c) difusión intersticial desajustada, y  
 (d) difusión por intercambio y en círculo.

movilidad fácil de átomos por los defectos de red

En cuanto tengas ocasión, los demás átomos le "echarán", pero de momento está ahí!

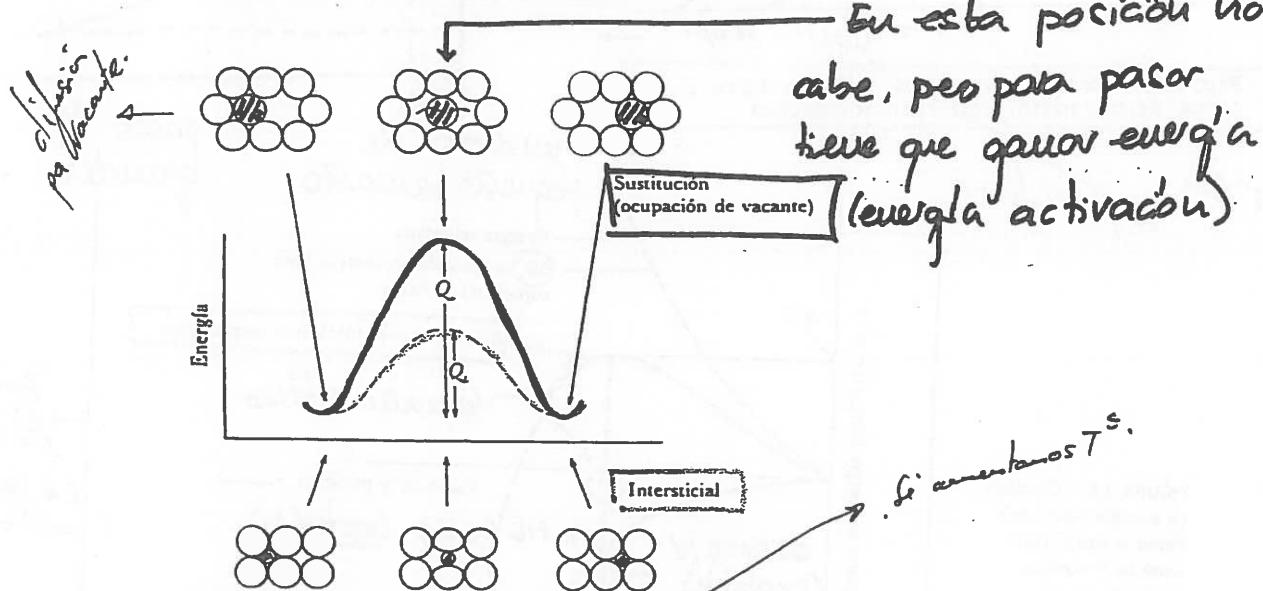


FIG. 5-3 Puesto que los átomos son forzados o deformados al pasar entre otros durante la difusión, se requiere una energía alta. Esta cantidad es la energía de activación  $Q$ . Generalmente el átomo sustitucional requiere mayor energía que el intersticial.

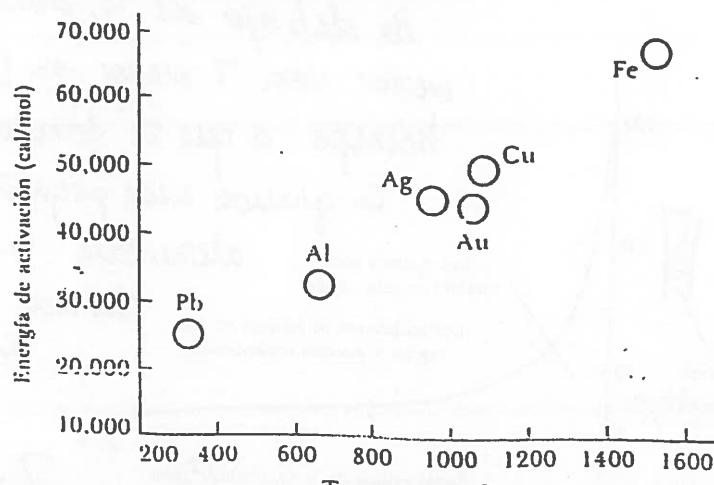


FIG. 5-7 La energía de activación en la autofdifusión se incrementa conforme es mayor el punto de fusión del metal.

$T < T_s$ :  $\Delta G_T(r)$  presenta un máximo ( $\frac{\partial \Delta G_T}{\partial r} = 0$ ) para

$$r^* = 2 \cdot \frac{\Delta G_S}{\Delta G_V} ; \quad \Delta G_T^* = 16\pi \frac{\Delta G_S^3}{3\Delta G_V^2}$$

- Para  $r > r^*$  el crecimiento del germeu es estable  $\rightarrow$  NÚCLEO, donde  $r^*$  es el tamaño crítico del germeu y  $\Delta G_T^*$  es la "energía de activación" para la formacióu de un nícleo
- $r^*$  y  $\Delta G_T^*$  son menores cuanto menor es T

### • Difusión

Es el transporte de materia a través de ella misura. Como en estado sólido la movilidad atómica está restringida, se precisa para ello una energía de activación,  $\Delta G_D$ .

- La proporción de átomos que igualan o superan ese nivel es proporcional a

$$\exp(-\Delta G_D/kT)$$

Coefficiente o velocidad de difusión:  $D = D_0 \cdot \exp(-\Delta G_D/kT)$

Como se ve, disminuye al bajar la temperatura, pues los átomos tienen el movimiento más impedido, les "esta" más moverse.

La difusión supone el movimiento de átomos a través de la red; cuando se mueven átomos del metal por su misma red, hablamos de autodifusión, mientras que

si lo que se mencionan son átomos del aleante por la red del disolvente nos referimos a la interdifusión

### • Fórmula habitual de difusión:

- Sóluto por sustitución a través de vacantes
- Sóluto intersticial saltando de hueco en hueco

• Difusión en bordes de grano: hemos visto que estos átomos, por su inestabilidad, son los átomos con mayor energía, luego son los que tienen mejores condiciones energéticas para la difusión (o bien superan la energía de activación o son los que más cerca están de alcanzarla!); por tanto, las transformaciones comienzan por los bordes de grano (y como veremos también, por las dislocaciones).

### • Nucleación y crecimiento

la velocidad de nucleación,  $N$ , será proporcional a

\* número de núcleos (proporcional a  $\exp(-\Delta G_T^*/kT)$ )

$$\boxed{\uparrow \text{ si } T \downarrow}$$

\* velocidad de difusión (proporcional a  $\exp(-\Delta G_D/kT)$ )

$$\boxed{\downarrow \text{ si } T \downarrow}$$

$$\boxed{N = N_0 \cdot \exp(-\Delta G_T^*/kT) \cdot \exp(-\Delta G_D/kT)}$$

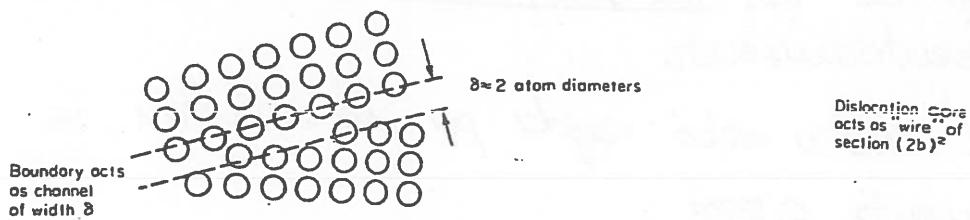


Fig. 18.8. Grain-boundary diffusion.

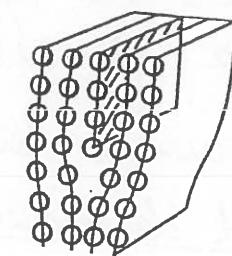
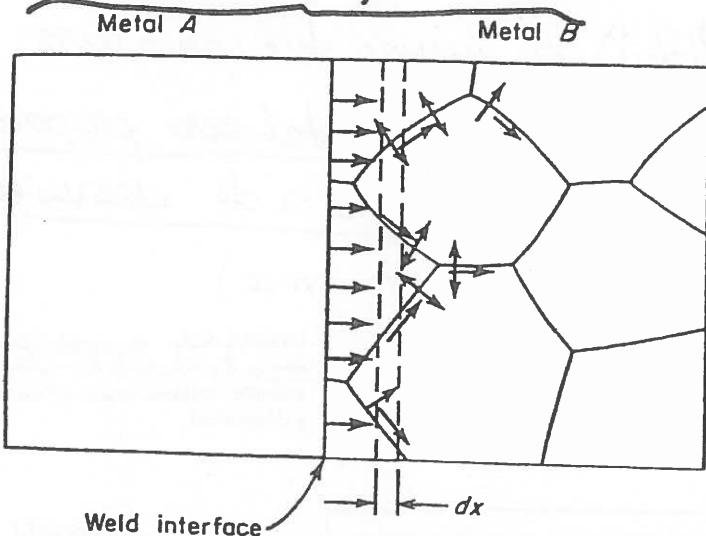


Fig. 18.9. Dislocation-core diffusion.

### soldadura por DIFUSIÓN



Emigración de bordes de grano:  
son los primeros en moverse

Fig. 2.25 The effect of grain boundary diffusion combined with volume diffusion.  
(After R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd edn., Van Nostrand, New York, 1973.)

Ver y  
comprender.

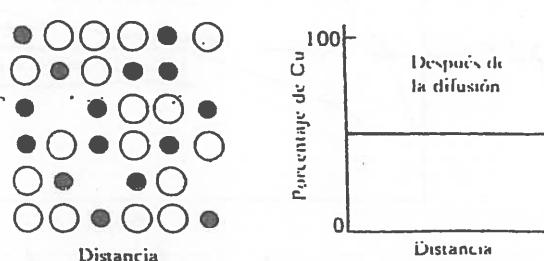
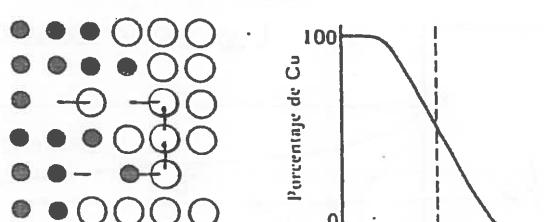
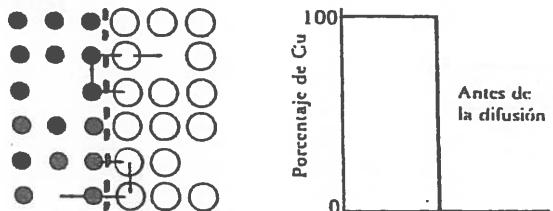


FIG. 5-1 Difusión de los átomos de cobre en el níquel. Al final, los átomos de cobre están uniformemente distribuidos en todo el níquel.

observamos que aparece un máximo de  $N$  a una cierta temperatura de subenfriamiento.

El crecimiento del nido está regido por la difusión; la velocidad de crecimiento,  $C$ , será:

$$C = C_0 \cdot \exp(-\Delta G_D/kT)$$

⇒ es menor (más difícil) a menor temperatura

. La velocidad de transformación total será proporcional a la velocidad de nucleación  $N$  y a la de crecimiento,  $C$   
 (cuanto se mude)  $\times$  (cuanto crezca)

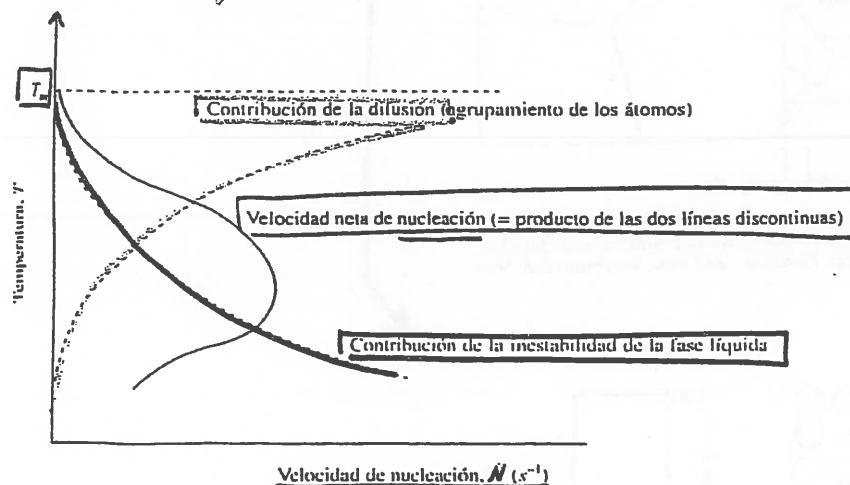


FIGURA 6.3. La velocidad de nucleación es el producto de dos curvas que representan factores opuestos (inestabilidad y difusividad).

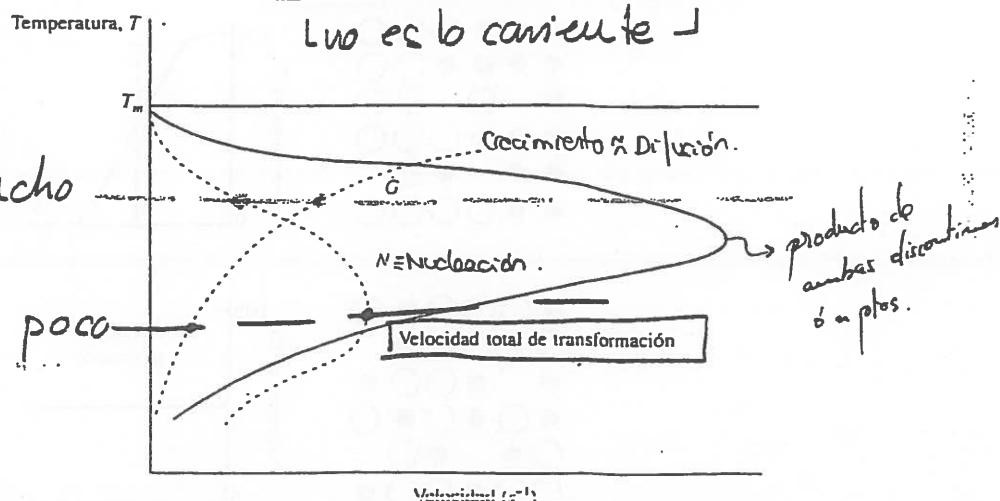
→ IMPORTANTE .  
 Velocidad de Nucleación .

FIGURA 6.4. La velocidad total de transformación es el producto de la velocidad de nucleación  $N$  (de la Figura 6.3) y la velocidad de crecimiento  $G$  (dada por la Ecuación 6.1).

(Transformación isotermia)

Lno es lo contrario -

- nuclea poco y crece mucho  
↳ grano grande
- nuclea mucho y crece poco  
↳ grano pequeño



⇒ Generalmente, manejaremos la velocidad y variaremos la temperatura :

Así:

- Transformación lenta: pasa mucho tiempo a altas temperaturas → grano grande
  - Transformación rápida: pasa poco tiempo a altas temperaturas  
↳ grano fino.
- \* Si enfriamos suficientemente rápido, hasta una temperatura en la que  $S$  y  $N$  sean prácticamente nulas (ni crece ni muere) lo que estamos haciendo es evitar la transformación (veremos que en determinadas ocasiones esto nos va a interesar)
- La fracción transformada,  $y$ , en un tiempo  $t$  viene dada por la ecuación de Avrami:

$$y = 1 - \exp(-k \cdot t^n)$$

[En la fig 101 tenemos una representación de esta transformación. Se define la velocidad de transformación como  $\frac{1}{t_{0.5}}$  siendo  $t_{0.5}$  el tiempo necesario para obtener la mitad de la transformación.]

Una forma gráfica de ver cómo evoluciona la transformación isotérmica con el tiempo es el diagrama TTT (Temperatura, Tiempo, Transformación), representado en la figura G-5.

En resumen:

- En la solidificación isotérmica

- Si  $T$  es alta,  $N$  es baja y  $G$  alta, por lo que se formarán pocos granos que crecerán mucho  $\rightarrow$  grano grueso
- si  $T$  es más baja,  $N$  es más alta y  $G$  es más baja, por lo que se formarán muchos granos que crecerán poco  $\rightarrow$  grano fino
- si  $T$  es muy baja,  $N$  y  $G$  serán casi nulas; habrá dificultades en la solidificación y podrá quedar en estado vitreo (amorfo)

- En la solidificación por enfriamiento continuo

- si la velocidad de enfri. es baja, casi toda la transformación se realizará a  $T$  alta  $\rightarrow$  grano grueso
- si la velocidad es más alta, la transformación se realizará a  $T$  baja  $\rightarrow$  grano fino
- si la velocidad es muy alta, la transformación podrá evitarse y quedará en estado vitreo (amorfo)

• Tamaño de grano

Para valorarlo se usa la expresión  $m = 8 \cdot d^G$  donde

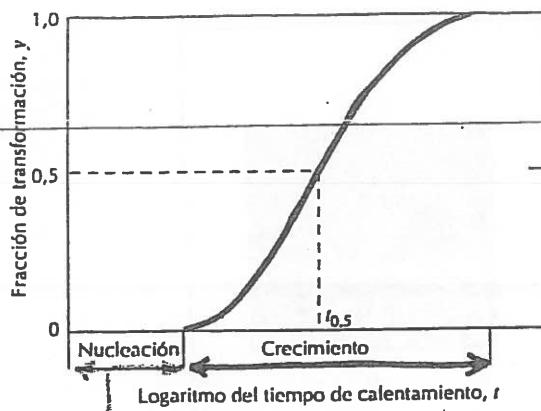
$$m = \text{nº de granos en } 1 \text{ mm}^2$$

$$G = \text{índice del tamaño de grano}$$

Normalmente, la valoración se hace por comparación de figuras patrón con la imagen a 100 aumentos.

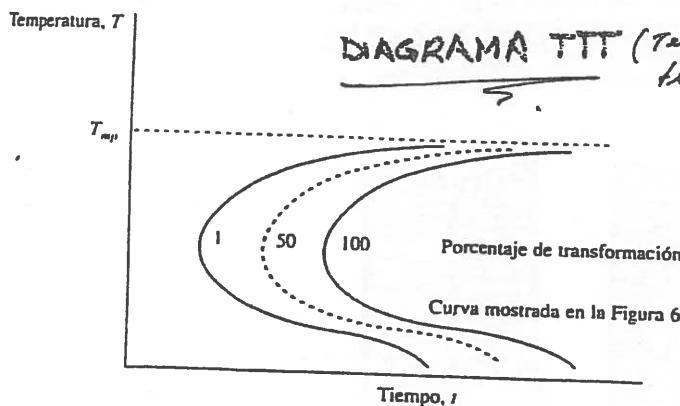
En general, interesa tamaño de grano pequeño, por tener mejores propiedades mecánicas.

factor de conversión, pues  
mmts se hacia en (pulgada)<sup>2</sup>.



(No transformación)

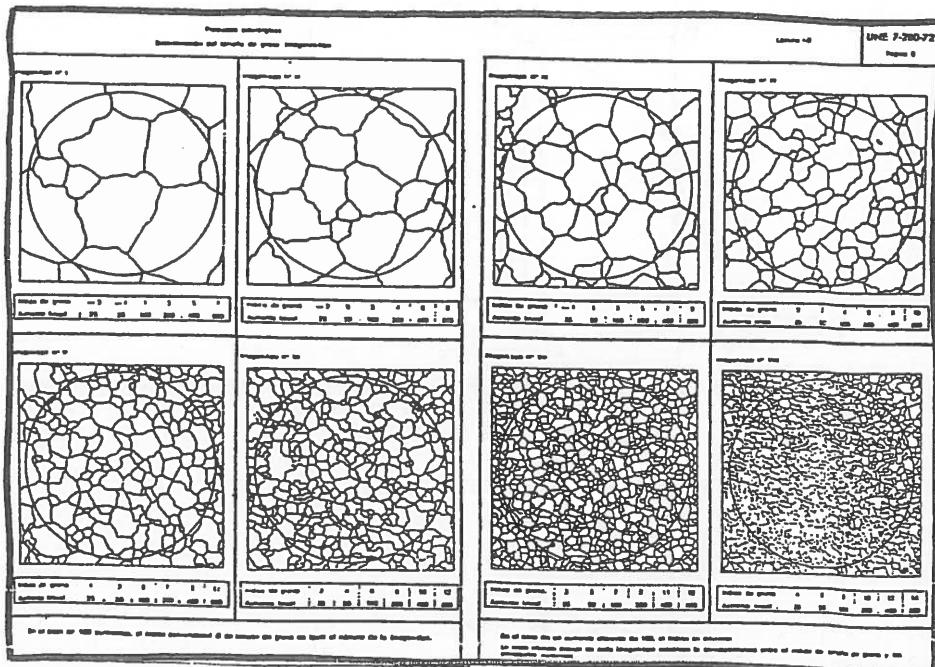
**Figura 10.1** Representación gráfica de la fracción transformada frente al logaritmo del tiempo, típica de muchas transformaciones en estado sólido a temperatura constante.



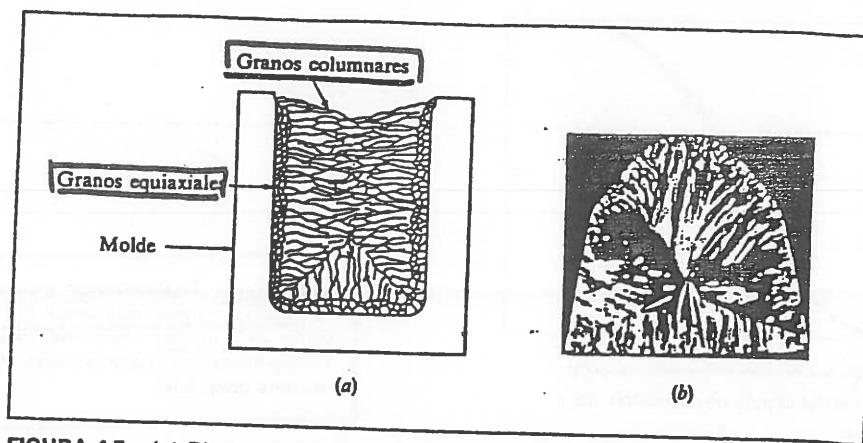
**FIGURA 6.5.** Un diagrama tiempo-temperatura-transformación para la reacción de solidificación de la Figura 6.1 con la ilustración de varias curvas correspondientes a distintos porcentajes de transformación.

## TAMAÑO DE GRANO

Patrones de comparación para obtener el tamaño de grano



e.: Tamaño 9  $\rightarrow$  luego  $8.2^9$  granos por  $\text{mm}^2$  (muy pequeño!)  
En acero, lo normal es un tamaño 16.



(Según «Metals Handbook», vol. 8, 8.<sup>a</sup> ed., American Society for Metals, 1973, página 164.)

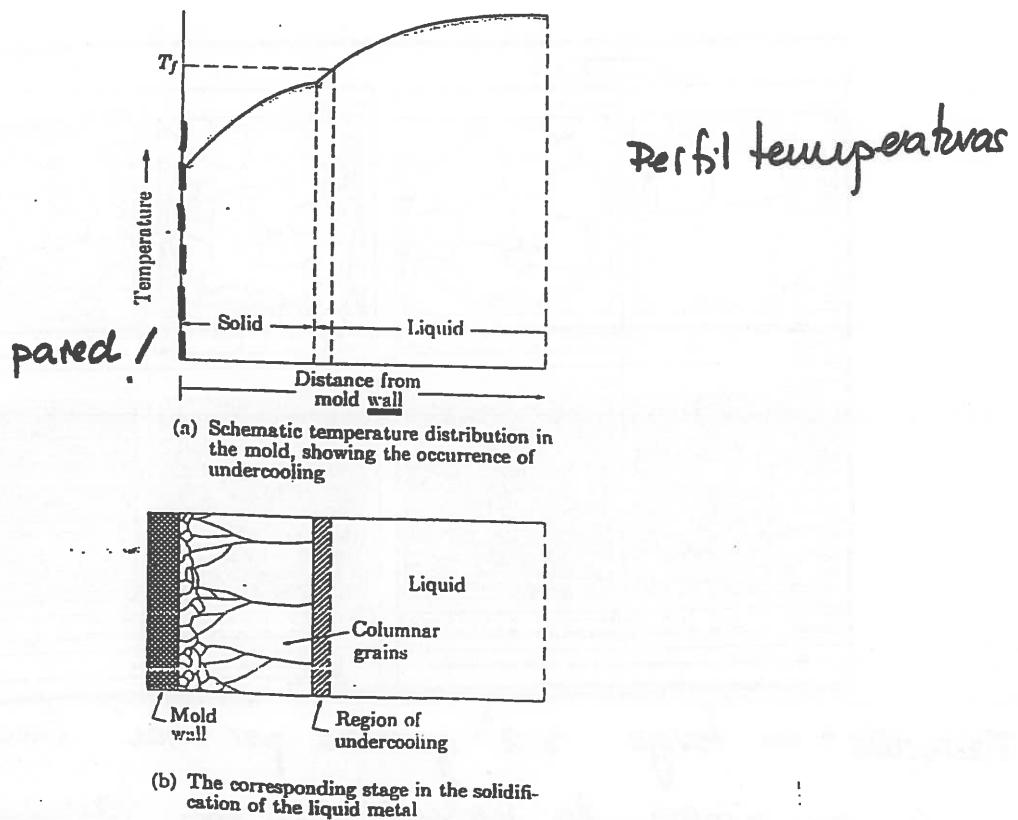
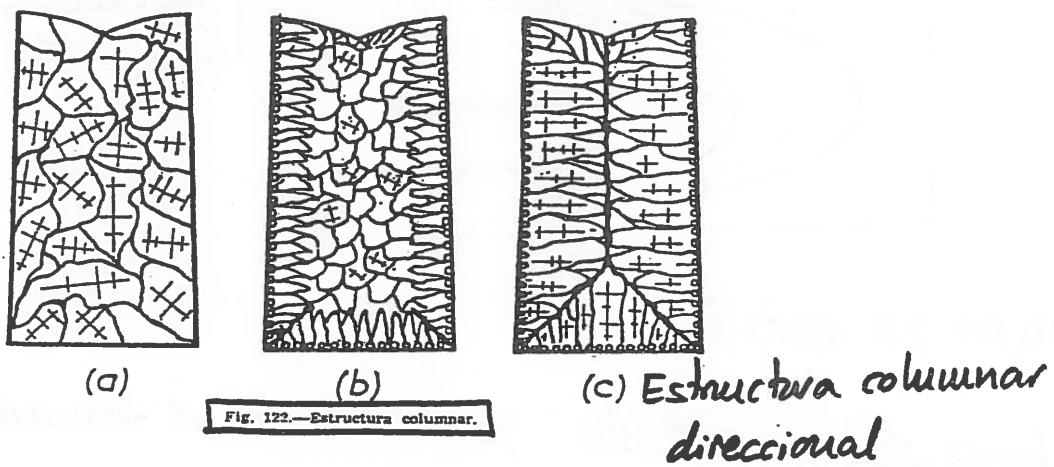


Fig. 9.7 Columnar grain growth during the freezing of a pure metal whose melting point is  $T_f$ .

## • Forma de los granos

- En la solidificación homogénea se forman granos equiaxiales, aunque lo más normal es que no lo sea: suele ocurrir en las paredes, pues es lo que primero se enfria, de modo que, pueden aparecer granos "alargados": estructura columnar. La tendencia a formar este tipo de grano varía con
  - ① Composición del líquido: las aleaciones la forman menos que los metales puros
  - ② Velocidad de enfriamiento: se forman menos con enfriamientos rápidos
  - ③ Presencia de atrincherantes: son partículas que impiden la solidificación, con lo que disminuyen la tendencia a
  - ④ Agitación del líquido: disminuyen la tendencia al homogeneizar temperaturas.

Otras formas de generar granos alargados son mediante, en los procesos de deformación plástica como la faja, bimaculación... En estos casos, hablamos de que existe "orientación granular", reservando el nombre de estructura columnar para la formación por solidificación.

También podemos tener "orientación cristalina" o textura, que son orientaciones preferentes de las redes cristalinas de los distintos granos que origina anisotropía (por la forma del grano tendrán propiedades direccional).

## • Alotropismo polimorfismo

cambio de red del metal a determinadas temperaturas: pts críticas.

- se produce una "cristalización secundaria"
- Es una transformación de tipo total o masiva
- Aunque se trate de una transformación en estado sólido, es similar a la de la solidificación, teniendo proceso de nucleación y crecimiento; como partículas de un sólido, la movilidad de los átomos está mucho más impedida que cuando partículas de un líquido: difusión mucho más difícil. Por ejemplo, disminuyendo T, la difusión disminuye mucho más que en el caso de un líquido, luego será mucho más fácil obtener grano fino y también será más fácil evitar la transformación.

A la hora de hacer los balances energéticos, tenemos de tener en cuenta un nuevo término,  $\Delta G_c$  que tiene en cuenta los cambios de volumen que se producen en un cambio de red (aumenta la energía por distorsión de la red):

$$\Delta G_T = 4\pi r^2 \cdot \Delta G_s - \frac{4}{3}\pi r^3 \cdot \Delta G_v + \boxed{\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_c}$$



donde  $\Delta G_c$  es el aumento de energía por el cambio de volumen que se origina en la transformación. Es siempre positivo.

## ALOTROPIA

Generalmente, según disminuye obtiene las estructuras más impactantes, con excepciones, como el Fe, en el que hay que tener en cuenta otros factores como el ferromagnetismo...

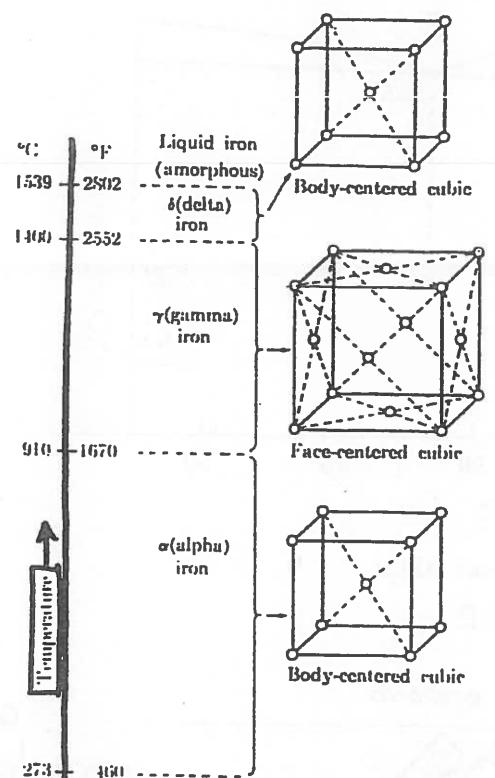


Fig. 6.13 The temperature ranges in which the allotropic forms of iron exist under equilibrium conditions at atmospheric pressure. (proceso de allotropia de FCC a αC. FCC → BCC.)

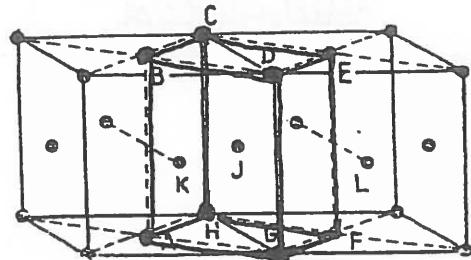


Fig. 337.—Transformación  $\gamma \rightarrow \alpha$  según Bain.

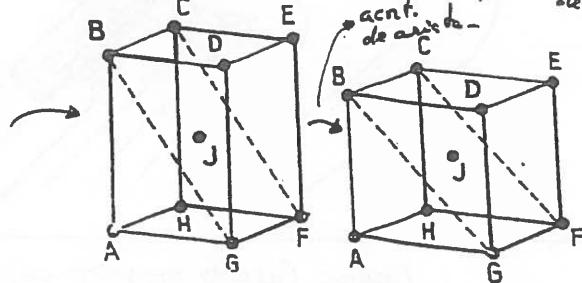


Fig. 338.—Celdilla tetragonal y cúbica centrada en el cuerpo.

METAL	Temperatura de Fusión (°C)	Red de solidificación	Temperatura del 1º cambio alótropico (°C)	Red de la 1º transformación alótropica	Temperatura del 2º cambio alótropico (°C)	Red de la 2º transformación alótropica
Hierro (Fe)	1538	cI2 - BCC (δ)	1394	cF4 - FCC (γ)	912	cI2 - BCC (α)
Berilio (Be)	1289	cI2 - BCC (β)	1270	hP2 - HCP (α)		
Litio (Li)	1806	cI2 - BCC (β)	-193	hP2 - HCP (α)		
Sodio (Na)	97,8	cI2 - BCC (β)	-233	hP2 - HCP (α)		
Titanio (Ti)	1670	cI2 - BCC (β)	882	hP2 - HCP (α)		
Talio (Tl)	304	cI2 - BCC (β)	230	hP2 - HCP (α)		
Zirconio (Zr)	1885	cI2 - BCC (β)	863	hP2 - HCP (α)		
Calcio (Ca)	842	cI2 - BCC (β)	443	cF4 - FCC (α)		
Cobalto (Co)	1495	cF4 - FCC (β)	422	hP2 - HCP (α)		
Estano (Sn)	232	tI4 - BCT (β)	13	cF8 - Diamante (α)		

NOTA.- El Cromo (Cr) cristaliza en el sistema BCC, excepto cuando se electrodeposita que lo hace en una variedad del sistema hexagonal

• Otros materiales polimorficos.

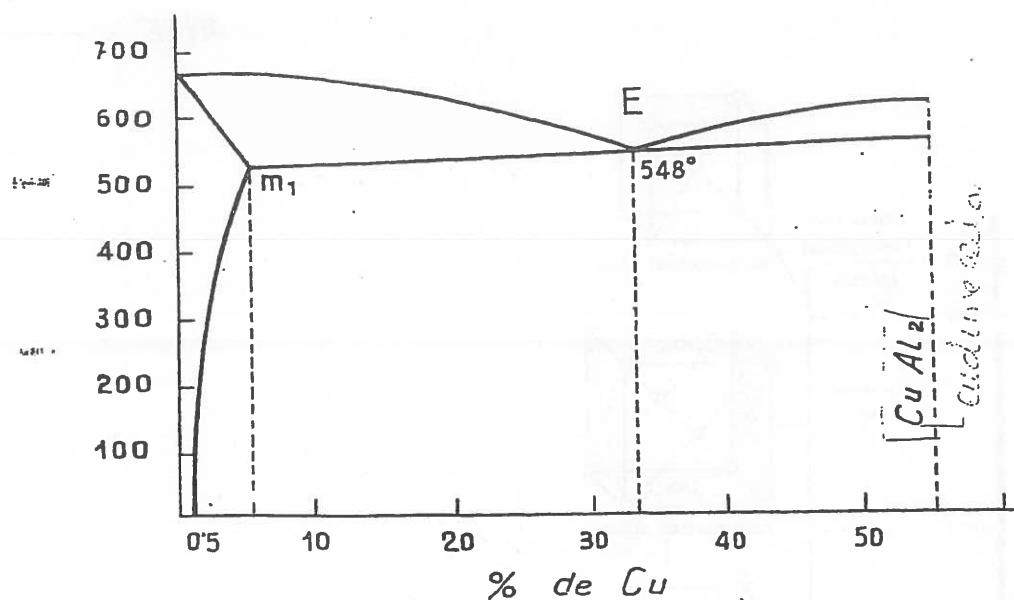


Fig. 342.—Sistema Al-Cu.

## CAMBIO DE SOLUBILIDAD

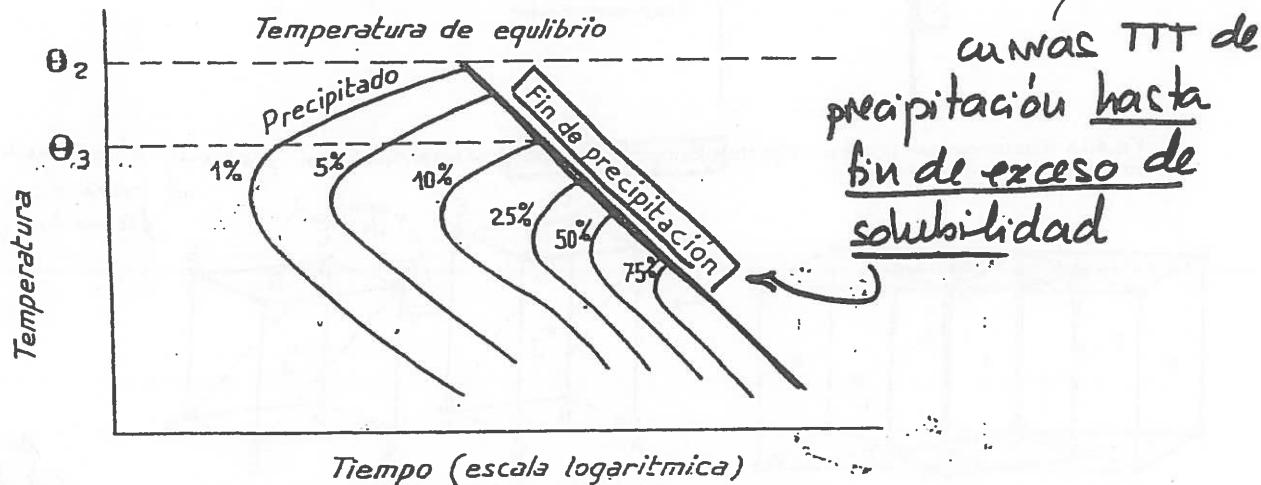
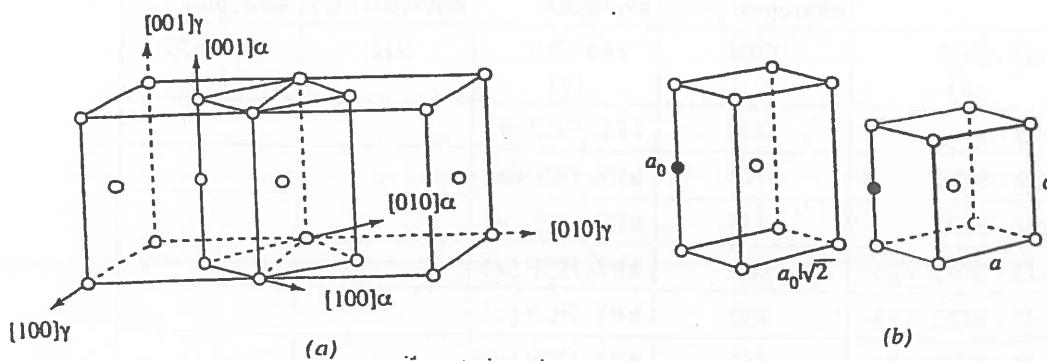


Fig. 346.—Curvas TTT de precipitación isotérmica.

## TRANSF. ATÉRMICA



**FIGURA 6.11.** En el caso de los aceros, la transformación martensítica lleva asociada una rápida reorientación de los átomos de C y de Fe desde la solución sólida fcc del Fe-γ (austenita) hasta una solución sólida (martensita) tetragonal centrada en cuerpo (bcc). En (a) se muestra la celdilla unitaria bct comparada con la red fcc según los ejes  $\langle 100 \rangle_\alpha$ . En (b) se muestra la celdilla unitaria bct después (izquierda) y antes (derecha) de la transformación. Los círculos abiertos representan los átomos de hierro. El círculo sólido representa el átomo de carbono disuelto intersticialmente. Esta ilustración relativa a la transformación martensítica fue expuesta por primera vez por Bain en 1942, y, a pesar de que el estudio posterior ha refinado los detalles del mecanismo de deformación, se mantiene como un esquema útil y popular. (De J. W. Christian, en *Principles of heat Treatment of Steel*, G. Krauss, Ed., American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1980.)

Igual que en la solidificación, el tamaño... disminuye al disminuir  $T$ , aunque con valores diferentes. Ahora tenemos.

$$\Gamma^*(T) = \frac{2\Delta G_s}{\Delta G_v - \Delta G_c} \quad \Delta G_T^*(T) = \frac{\ln \pi \Delta G_s^3}{3(\Delta G_v^2 - \Delta G_c^2)}$$

Análogamente al caso anterior, en calentamiento, el tamaño final del grano depende de la temperatura y el tiempo de permanencia.

### • Cambio de solubilidad

Si la solubilidad de un elemento disminuye al bajar  $T$ , puede negarse a la saturación, de forma que el exceso de aleante debe salir de la red en una transformación de precipitación. Es una transformación, por tanto, de tipo parcial, donde volvemos a tener un proceso de nucleación y crecimiento, con difusión.

La cantidad de precipitado aumenta al bajar T por disminuir la solubilidad; la mayor tendencia es formarse en zonas de mayor energía como, por ejemplo, los bordes de grano.

La transformación puede no producirse a temperaturas muy bajas; un brusco enfriamiento puede impedir el proceso.

En calentamiento, la reacción es de dissolución y homogeneización.

## ○ Transformaciones térmicas o de nucleación térmica

Son las que hemos analizado hasta ahora, las que se rigen por la difusión. Sus características son:

- Transformaciones de nucleación y crecimiento (por difusión)
- Los átomos se desplazan por difusión.
- La marcha avanza con el tiempo  $t$
- La velocidad de transformación depende de  $T$
- La cantidad transformada depende de  $T$  y  $t$
- Las fases inicial y final pueden tener composición diferente.
- Entre ambas fases puede haber o no una relación cristalográfica

Fe (cambio de red) - la tiene

CuAl<sub>2</sub> (precipitación) - NO

- La fase formada es más o menos estable

La transformación puede no producirse a temperaturas muy bajas e impedirse por enfriamiento brusco.

↑ Transf. "civil"  
↓ Transf. "militar"

## ○ Transformaciones a térmicas o de nucleación atómica

También denominadas "desplazativas" o "marcianitas", son aquellas en las que no interviene la difusión y se producen por cizalladura de planos cristalográficos.

Temperaturas importantes de estas reacciones son

$T_S \Rightarrow$  comienzo de la transformación

$T_F \Rightarrow$  Final de la transformación.

Características :

- Nucleación y crecimiento instantáneos, sin difusión
- La reacción no evoluciona con el tiempo
- La cantidad transformada depende sólo de T
- La velocidad de reacción no depende de T
- Los átomos se desplazan simultáneamente dentro de una agrupación.
- Las fases inicial y final tienen la misma composición.
- Entre ambas fases existe una determinada relación cristalográfica.
- La fase final es metaestable

La transformación suele producirse a baja T.

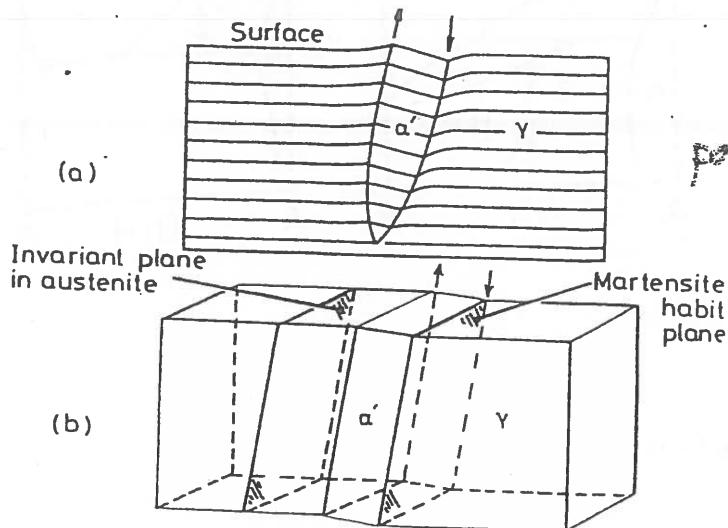
- Otros tipos de transformaciones (T).

- Recristalización posterior a deformación plástica; con la deformación, la red se distorsiona, con lo que aumenta su energía y tiende a "expulsarla" para recobrar la estabilidad  
 $\hookrightarrow$  se reordena

- Reacciones orden-desorden; una solución sólida a altas temperaturas está desordenada; al bajar la temperatura se produce un ordenamiento por razones termodinámicas: el orden es más estable que el desorden. La red sigue siendo la misma. Si aumenta la temperatura ocurre lo contrario.
- Transformaciones en las que intervienen 3 fases; la variante ahora es que de una fase o constituyente obtenemos dos en lugar de una. Tenemos, por tanto, dos procesos separados de nucleación y crecimiento y analizaremos su interacción. Por ejemplo, las reacciones eutectoide o peritectoide; llevan cambios de composición y en la red.
- Fusión - solidificación con cambio de composición; seguimos teniendo nucleación y crecimiento, pero va variando la composición del grano según crece → problemas de segregación.
- Fusión - solidificación en las que intervienen 3 fases; reacciones eutéctica, peritéctica, monotéctica, etc.

### • Reacción eutectoide

Se produce cuando a partir de una fase sólida se forman dos, cada una con nucleación y crecimiento en principio independientes. En un diagrama TTT, como se aprecia en la FIG. 350, aparecen dos zonas de transformación más o menos separadas (el diagrama tiene dos "zonas") en función de a qué temperaturas se produzcan las reacciones de nucleación iniciales.



movimiento  
per sigillatura.

L. Transf. eferiva.  
s. superficie.

Fig. 6.2 Illustrating how a martensite plate remains (macroscopically coherent with the surrounding austenite and even the surface it intersects.

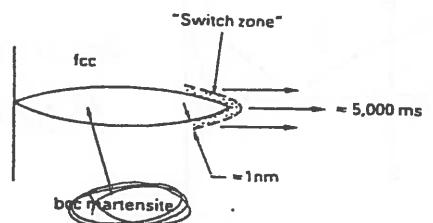
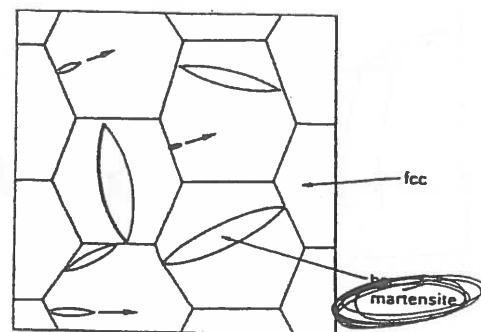
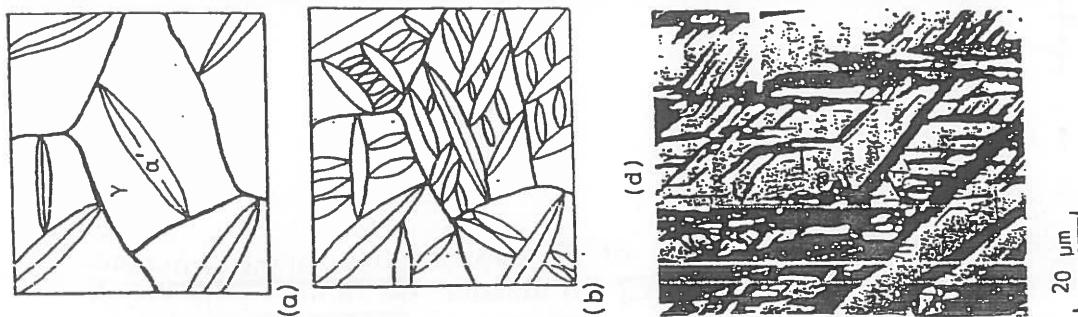
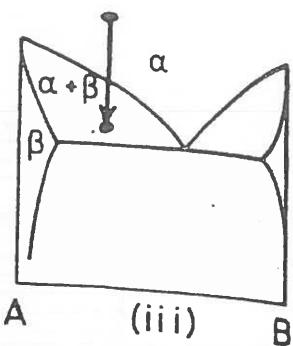
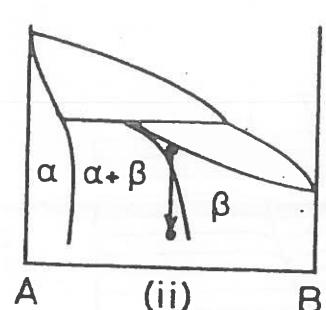
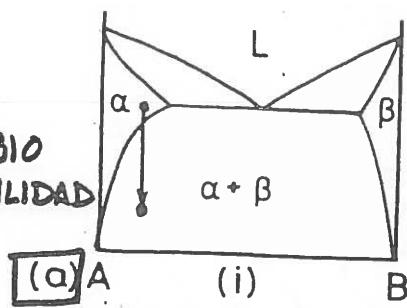


Fig. 8.7. The *displacive f.c.c.  $\rightarrow$  b.c.c.* transformation in iron. B.c.c. lenses nucleate at f.c.c. grain boundaries and grow almost instantaneously. The lenses stop growing when they hit the next grain boundary. Note that, when a new phase in *any* material is produced by a displacive transformation it is always referred to as "martensite". Displacive transformations are often called "martensitic" transformations as a result.

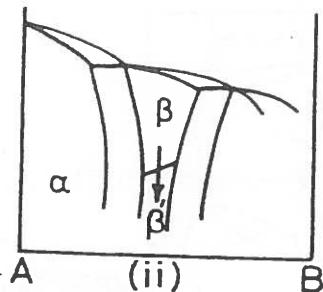
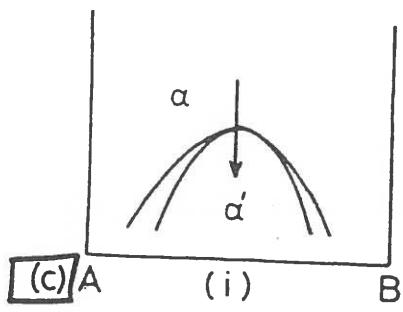
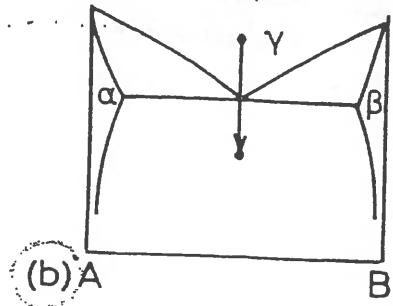
bajo T



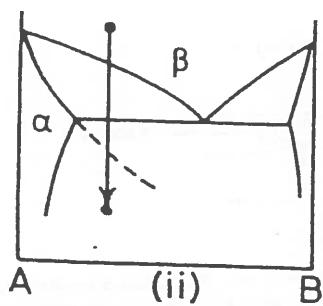
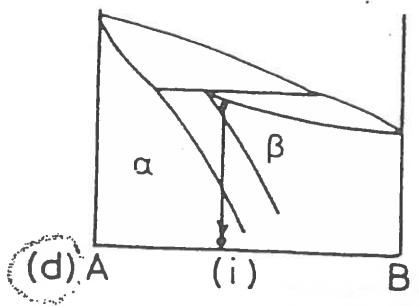
CAMBIO  
DILUBILIDAD



REACCIÓN EUTECTOID.



REACCIÓN ORDEN - DESORDEN



POLIMORFISMO  
(bicompONENTE)



POLIMORFISMO (unicomponente)

Fig. 5.1 Examples of different categories of diffusional phase transformations:  
(a) precipitation; (b) eutectoid; (c) ordering; (d) massive; (e) polymorphic (single component).

## SOLIDIFICACIÓN CON CAMBIO DE COMPOSICIÓN

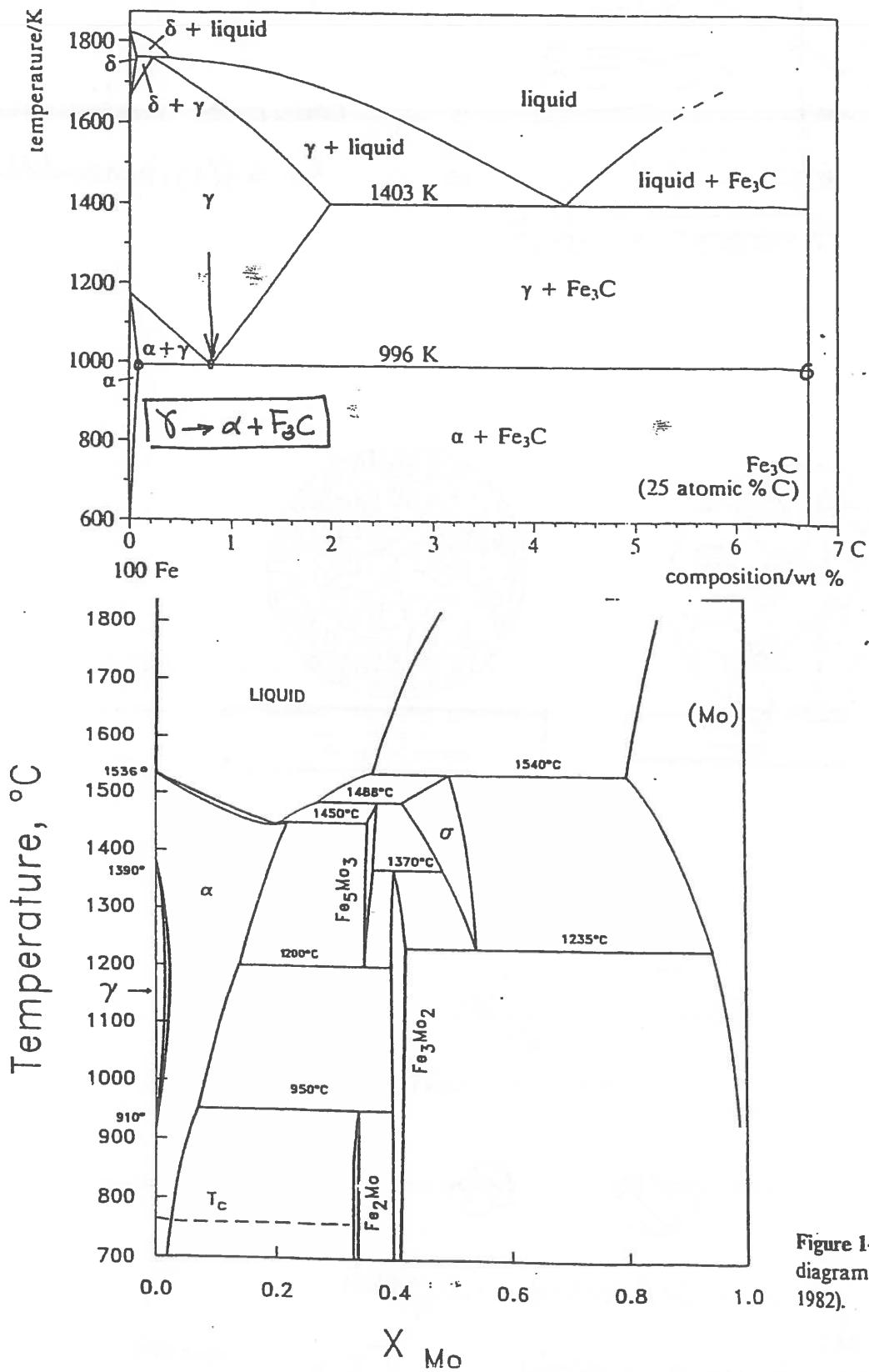


Figure 1-18. Fe-Mo phase diagram (Kubaschewski, 1982).

**DIAGRAMA TTT  
EN UNA REACCIÓN  
UTECTOIDÉ.**

2 Zonas de  
Transformación  
(Térmica)

SI  
2 NARICES.

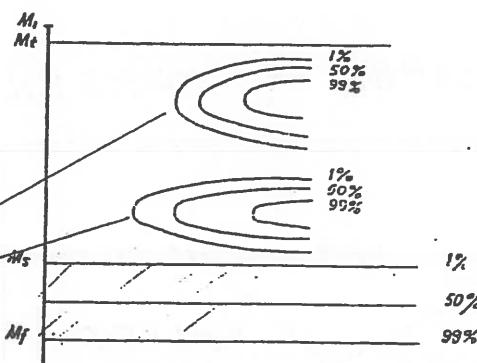


Fig. 350.—Curvas TTT en los aceros. Reacciones perlitica, varimética y martensítica.

Comienzo T. aérea  
 $\hookrightarrow f(t)$ : horizontal

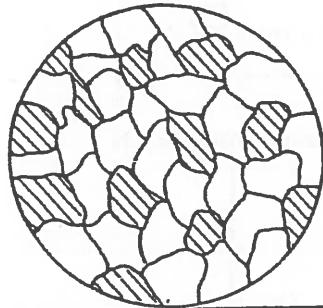


Fig. 234.—Constituyente matriz y disperso en las aleaciones.

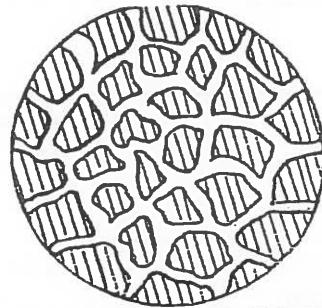


Fig. 255.—Estructura reticular.  
Constituyente matriz (blanco) y disperso (sombreado).

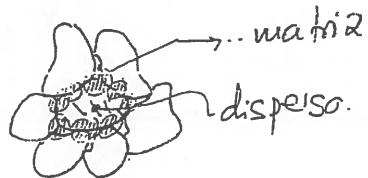


a) Eutécticos (matriz)



← b) Eutectoides (disperso)

la transformación  
comienza en los bordes  
de grano pues son los de mayor energía



- Intercrupción de la nucleación de una fase en la nucleación de la otra → se formarán siempre las dos, sucesiva y alternativamente.
- Formación de constituyentes de morfologías diferentes (across)
- Puede existir asimismo transformación mortesística.

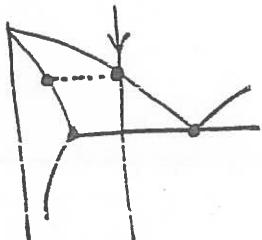
• Estructura granular de los alacahues. Constituyentes matriz y disperso.

Los alacahues pueden formar una estructura monofásica: microestructura con grano equiaxial o elongado, pero también pueden formar estructuras formadas por dos o más fases diferentes: constituyentes con morfologías diversas: grano equiaxial, globulos, figuras geométricas (cubos p. e.), formas estrelladas, placas, agujas, etc.

Siempre hay una característica común: uno de ellos aparece como entubado (disperso) en el seno del otro (que aparece como matriz)

El matriz tiene continuidad y está rodeando al disperso.

De los constituyentes formados en la solidificación, el primero que se forma es el disperso: la euféctica  $\frac{L}{S_1 + S_2}$  será siempre matriz



• De los constituyentes formados en estado sólido, el primer que se forma es matriz, luego el eutectoide será disperso.  
[mucho ojo que van al revés!]  $\frac{s_1}{s_2} \frac{s_2}{s_3}$

Por tanto, el disperso y matriz no se diferencian por su cantidad, sino por la constitución y el orden.

\* El constituyente disperso modifica el comportamiento, pero las propiedades de la aleación están condicionadas por el constituyente matriz. Por ejemplo:

matriz conductora  
disperso no cond. } → conduce

matriz aislante  
disperso cond. } → aislante