



Introducción a la ciencia de Materiales  
TIM 50  
Tecnólogo Industrial Mecánico



# Diagramas de Fase

## Introducción

Los diagramas de fase o de equilibrio son gráficos que representan las fases y estado en que pueden estar diferentes concentraciones de materiales que forma una aleación a distintas temperaturas.

La mayoría de los diagramas de fase han sido construidos según condiciones de equilibrio.

Se utilizan para entender y predecir muchos aspectos del comportamiento de materiales.

Los diagramas de fases son de gran importancia, ayudan en el estudio de la solidificación, microestructura y metalúrgica física.

Para especificar por completo el estado de un sistema en equilibrio es necesario fijar 3 variables independientes:

- Temperatura
- Composición
- Presión

Si la presión permanece constante el diagrama de equilibrio indicará los cambios estructurales debido a la variación de composición y temperatura (T).

El diagrama de fase es una representación gráfica de un sistema de aleación.

Idealmente, el diagrama de fase mostrara las relaciones entre las fases bajo condiciones de equilibrio (calentamientos y enfriamientos extremadamente lentos de modo que se deje suficiente tiempo si un cambio de fase está por ocurrir).

Las propiedades de un material dependen ampliamente del tipo, número, y forma de las fases presentes.

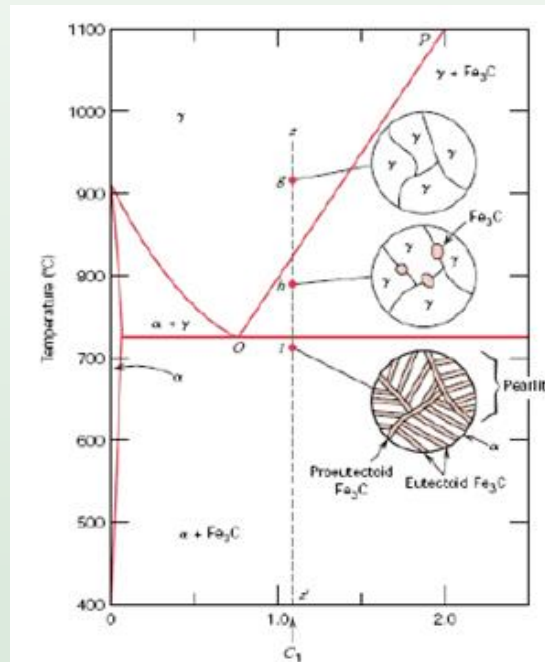


Figura 13.0 Representación esquemática de las microestructuras de un acero hipereutéctico de composición entre 0,77% y 2,1 % carbono.



Figura 14.0 Microestructura de un acero con 1,4% C, formado por cementita proeutectoide blanca, reticulada alrededor de las colonias de perlita.

Se estudiarán todas las condiciones posibles de equilibrio entre fases en aleaciones binarias, estas se pueden clasificar de la siguiente manera:

- Componentes completamente solubles en estado líquido

A- Completamente solubles en estado sólido (tipo I).

B- Insolubles en estado sólido, la reacción eutéctica (tipo II).

C- Parcialmente solubles en estado sólido, la reacción eutéctica (tipo III).

D- Formación de una fase intermedia de fusión congruente (tipo IV).

E- La reacción peritética (tipo V).

- Componentes parcialmente solubles en estado líquido, reacción monotéctica (tipo VI).
- Componentes insolubles en estado líquido y en estado sólido (tipo VII).
- Transformaciones en estado sólido.
  - A- Cambio alotrópico.
  - B- Orden-Desorden.
  - C- La reacción eutectoide.
  - D- La reacción peritectoide.

Al estudiar estos diagramas se podrán entender e interpretar sistemas de aleaciones más complejos.

## Coordenadas de los diagramas de fase

Generalmente los diagramas de fase se grafican con la T en el eje de las ordenadas y la composición de la aleación en el eje de las abscisas.

La composición de la aleación puede ser expresada en porcentaje de peso ó atómico. En general se da en % de peso.

Si se necesita expresar en función de % atómico, imagínese una aleación A-B:

$$\% \text{ atómico A} = \frac{100 X}{X+Y(M/N)} \times 100$$

$$\% \text{ atómico B} = \frac{100 Y(M/N)}{X+Y(M/N)} \times 100$$

Donde:

M=peso atómico de A.

N=peso atómico de B

X=porcentaje en peso de A.

Y=porcentaje en peso de B.

# Métodos experimentales para la determinación de diagramas de fase

Los datos para la construcción de los diagramas de fase se obtienen mediante distintos métodos experimentales de los que se destacan:

- Análisis térmico.
- Métodos metalográficos.
- Difracción de rayos X.



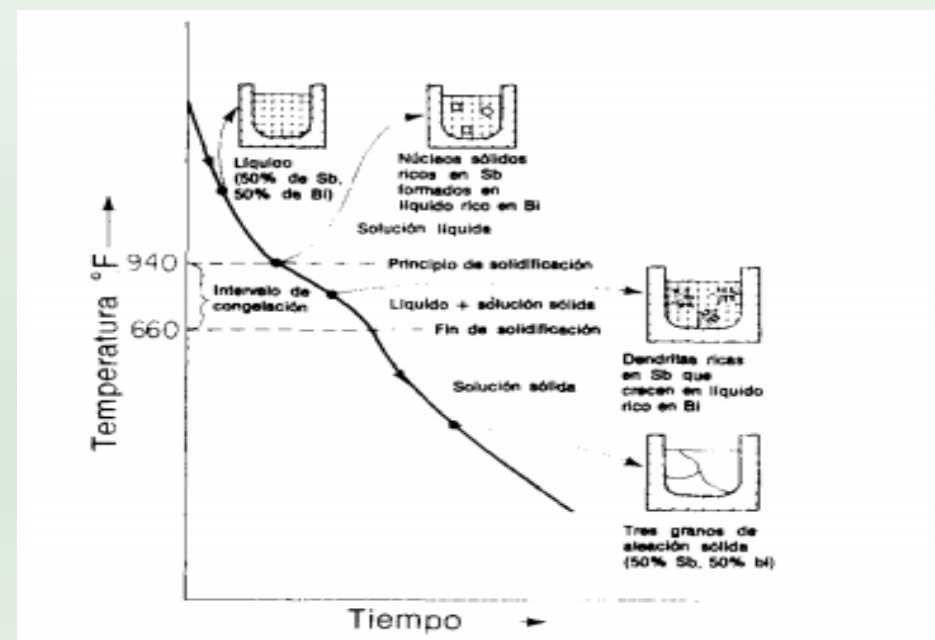
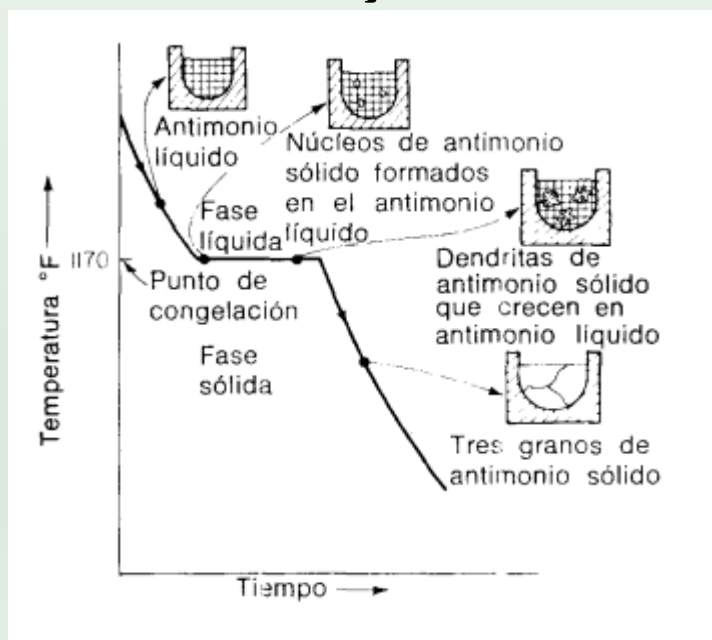


## Análisis térmico

Cuando se realiza un diagrama de temperatura en función del tiempo, a composición constante, este mostrara un cambio de pendiente debido al cambio de fase.

Es uno de los mejores métodos para determinar la temperatura inicial y final de solidificación.

La limitante es que cambios de fase en estado sólido comprenden pequeños cambios de calor, y otros métodos dan resultados más exactos.



## Métodos metalográficos

El método consiste en calentar muestras de una aleación a diferentes temperaturas, esperando que se establezca el equilibrio y luego se enfría la muestra rápidamente para retener su estructura de alta temperatura.

Realizando este procedimiento para diferentes temperaturas y composiciones se va obteniendo la información necesaria para realizar el diagrama.

La limitante de este método es que algunos materiales son calentados a temperaturas muy elevadas y el enfriamiento no es lo suficientemente rápido para retener exactamente la estructura que tenía.



## Difracción de rayos X

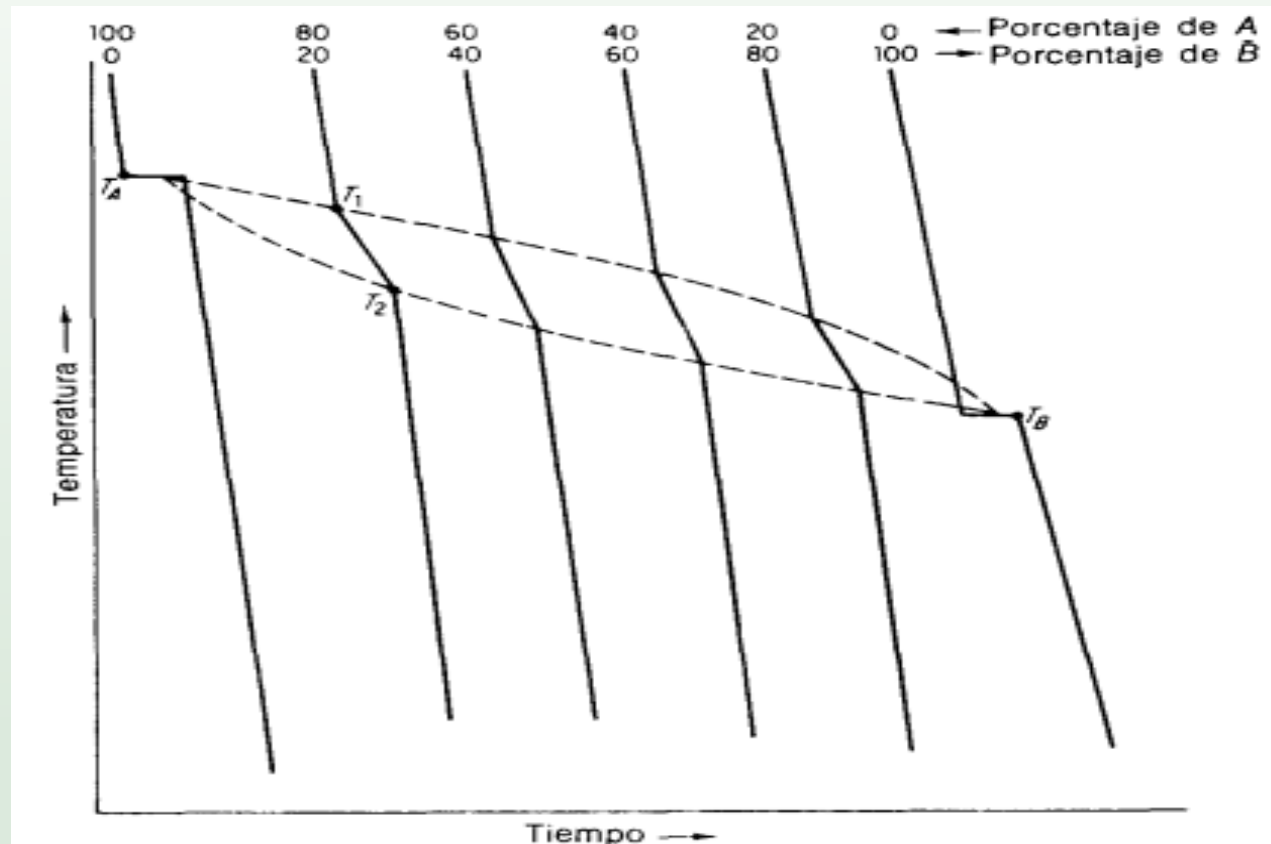
Este método es capaz de medir dimensiones de la red unitaria, indicando la aparición de una nueva fase ya sea por el cambio de dimensión en la red o por la aparición de una nueva estructura cristalina.

Muy útil y preciso para medir cambios en la solubilidad sólida en relación con la temperatura.

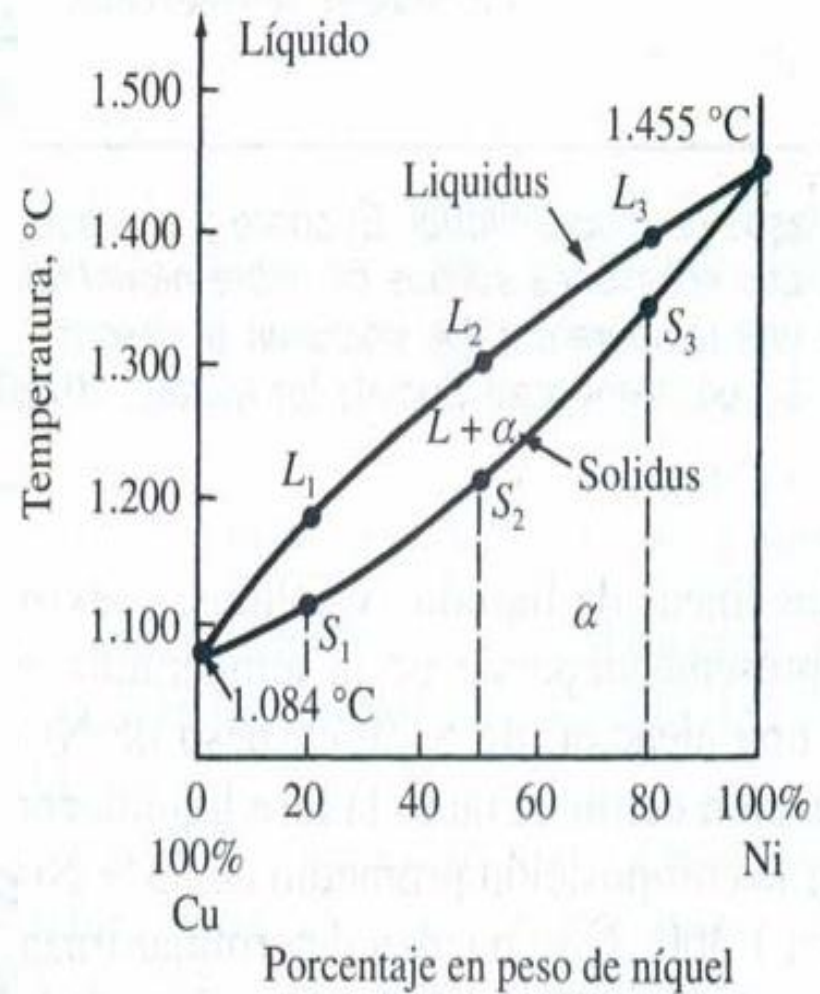
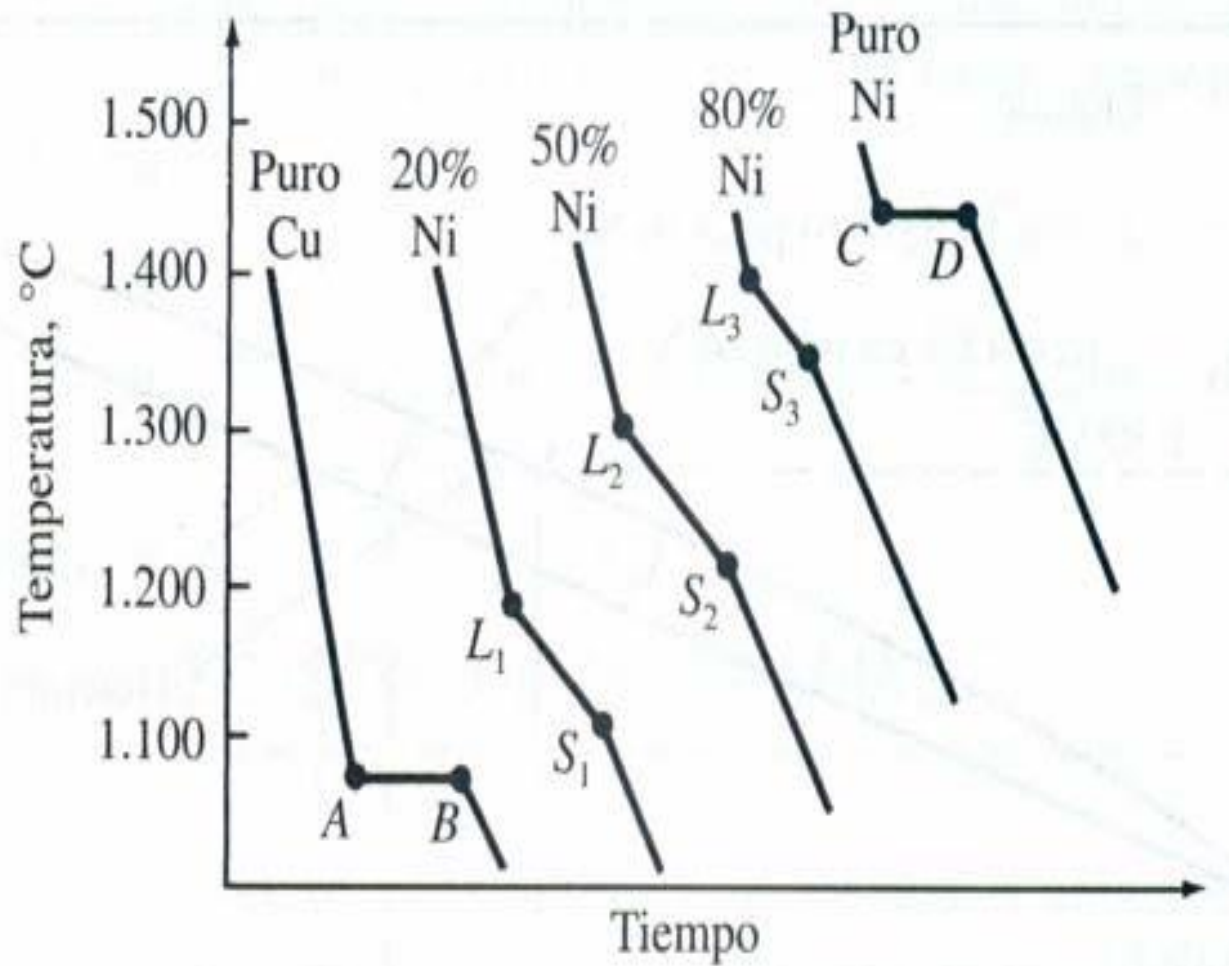


# Tipo I: Dos metales completamente solubles en los estados líquido y sólido

Como los dos metales son una solución completamente soluble en el estado sólido, la fase sólida que se formará será una solución sólida sustitucional.

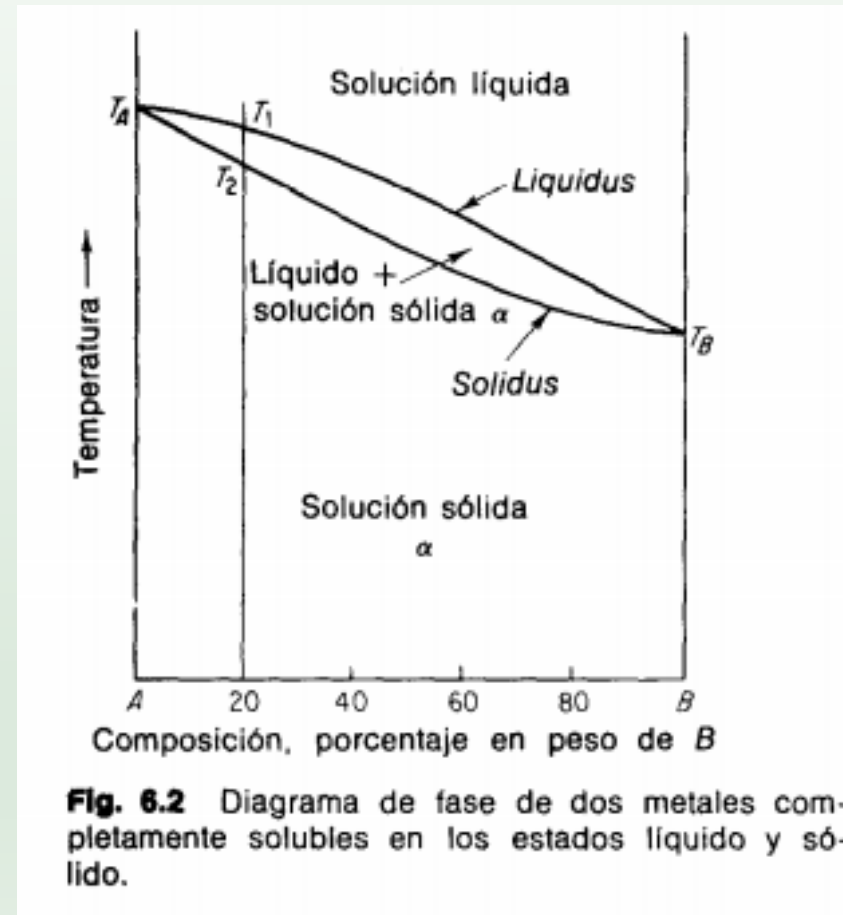


**Fig. 6.1** Serie de curvas de enfriamiento para diferentes aleaciones en un sistema completamente soluble. Las líneas punteadas indican la forma del diagrama de fase.



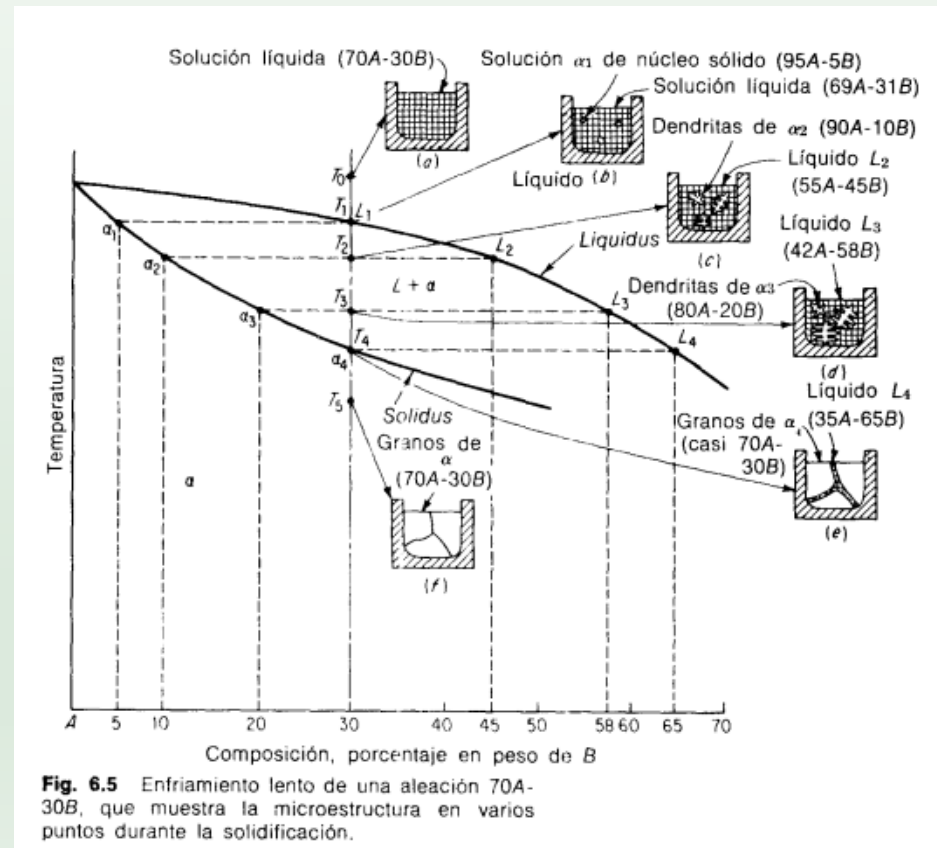
Este tipo de diagrama consta de 2 puntos  $T_A$  y  $T_B$ , puntos de solidificación de los dos metales puros.

Dos líneas, de las cuales la superior indica el comienzo de la solidificación (liquidus) y la inferior que indica el fin de la solidificación (solidus).



Especificar la T y la composición de una aleación en un área bifásica no da ninguna información referente a esta mezcla, por lo que hay ciertas reglas para obtener mayor información.

Algunas veces es necesario conocer la composición química real y las cantidades relativas de las dos fases presentes. Para determinar esta información, existen dos reglas.



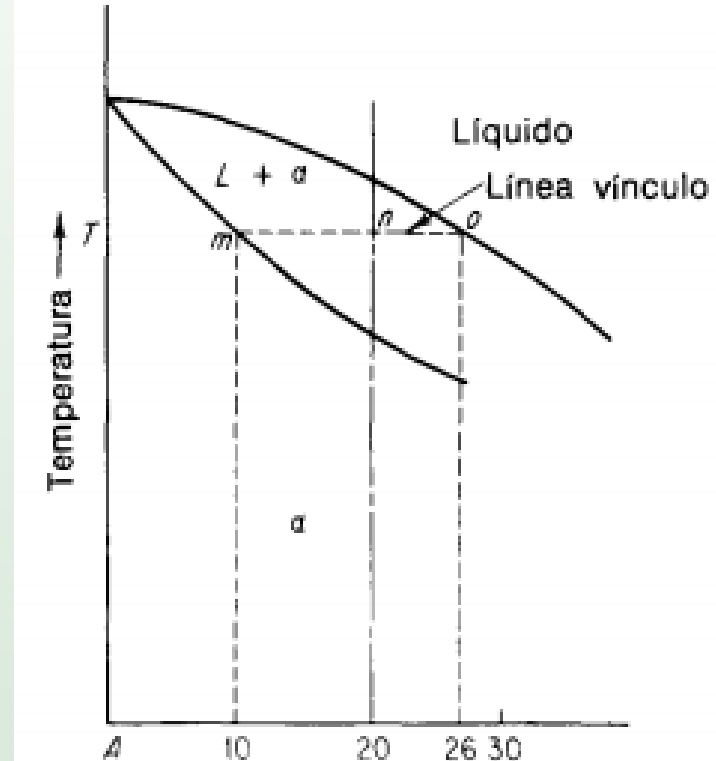
## Regla 1: Composición química de las fases

Considerar la siguiente aleación constituida por 80A-20B a la temperatura  $T$ . La aleación está en una región de dos fases.

Los puntos de intercesión de la línea vínculo con las fronteras del campo se abaten a las líneas de base y la composición se lee directamente.

Punto  $m$ : solución sólida de composición 90A-10B.

Punto  $o$ : composición de la solución líquida 74A-26B



Composición, porcentaje en peso de B

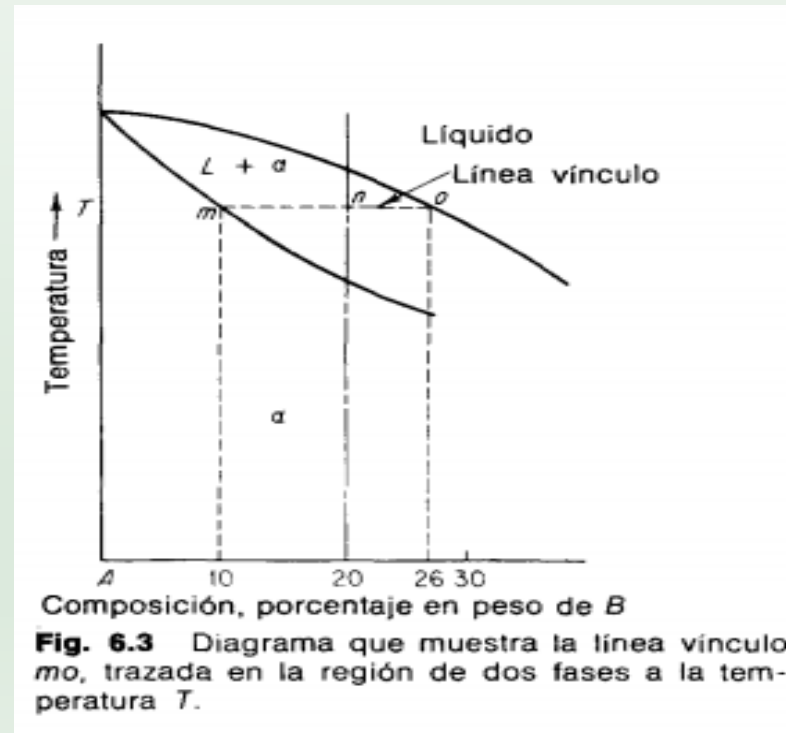
**Fig. 6.3** Diagrama que muestra la línea vínculo  $mo$ , trazada en la región de dos fases a la temperatura  $T$ .



## Regla 2: Cantidades relativas de cada fase

Para determinar las cantidades relativas de cada fase a cualquier  $T$  específica en una región bifásica, se debe trazar una línea vertical que represente la aleación y una línea horizontal a los límites del campo.

La línea vínculo queda dividida por la vertical en dos segmentos inversamente proporcionales a las cantidades de fase presentes (también se conoce como la regla de la palanca).



Para determinar las cantidades relativas de L y S que hay a una T y composición prefijadas usaremos la regla de la palanca:

Línea vertical: aleación 20B

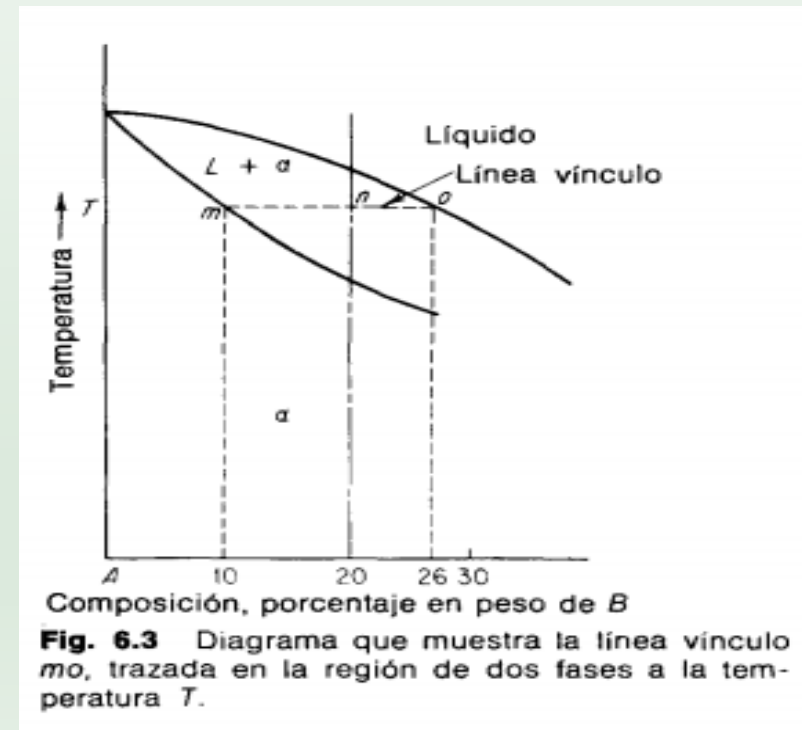
Esta línea divide la línea de vinculación a una T dada en dos partes: (mn) y (no).

La línea de vinculación (mo) representa el 100% de las dos fases.

La regla de la palanca puede expresarse:

$$\text{Líquido (porcentaje)} = \frac{mn}{mo} \times 100$$

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{no}{mo} \times 100$$

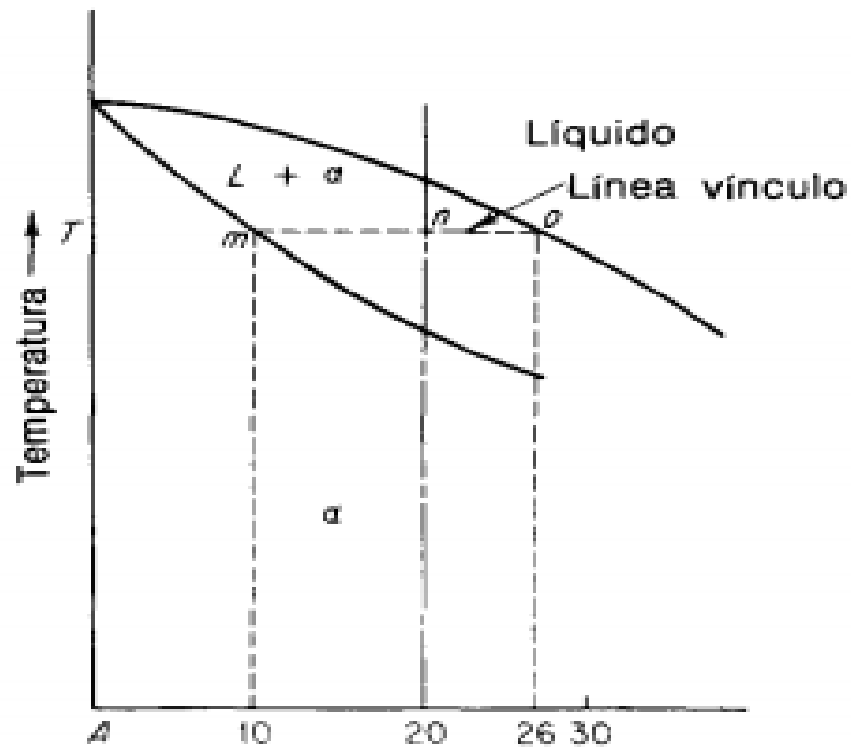


$$\text{Líquido (porcentaje)} = \frac{10}{16} \times 100 = 62.5\%$$

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{6}{16} \times 100 = 37.5\%$$

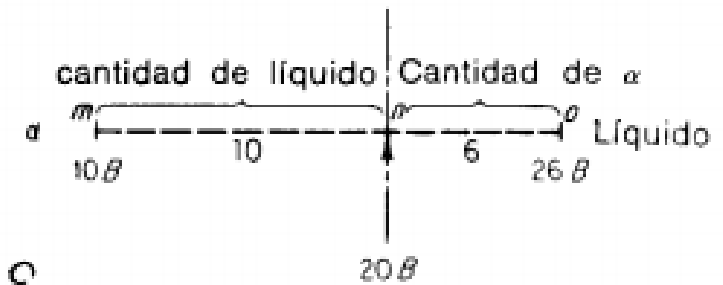
La suma de ambas fases es el 100%.

En resumen, de ambas reglas, la aleación  $80A-20B$  a T consta de una mezcla de dos fases. Una solución líquida de composición  $74A-26B$  que constituye el 62.5% de todo el material presente y la otra una solución sólida de composición  $90A-10B$  que constituye el 37.5% de todo el material presente.



Composición, porcentaje en peso de B

**Fig. 6.3** Diagrama que muestra la línea vínculo  $mo$ , trazada en la región de dos fases a la temperatura  $T$ .



**Fig. 6.4** Línea de vinculación  $mo$  de la figura 6.3 que muestra la aplicación de la regla de la palanca.

$$\text{Líquido (porcentaje)} = \frac{mn}{mo} \times 100$$

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{no}{mo} \times 100$$

$$\text{Líquido (porcentaje)} = \frac{10}{16} \times 100 = 62.5\%$$

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{6}{16} \times 100 = 37.5\%$$

# Enfriamiento en equilibrio de una aleación de solución sólida

$T_0$ : solución homogenizada de una sola fase

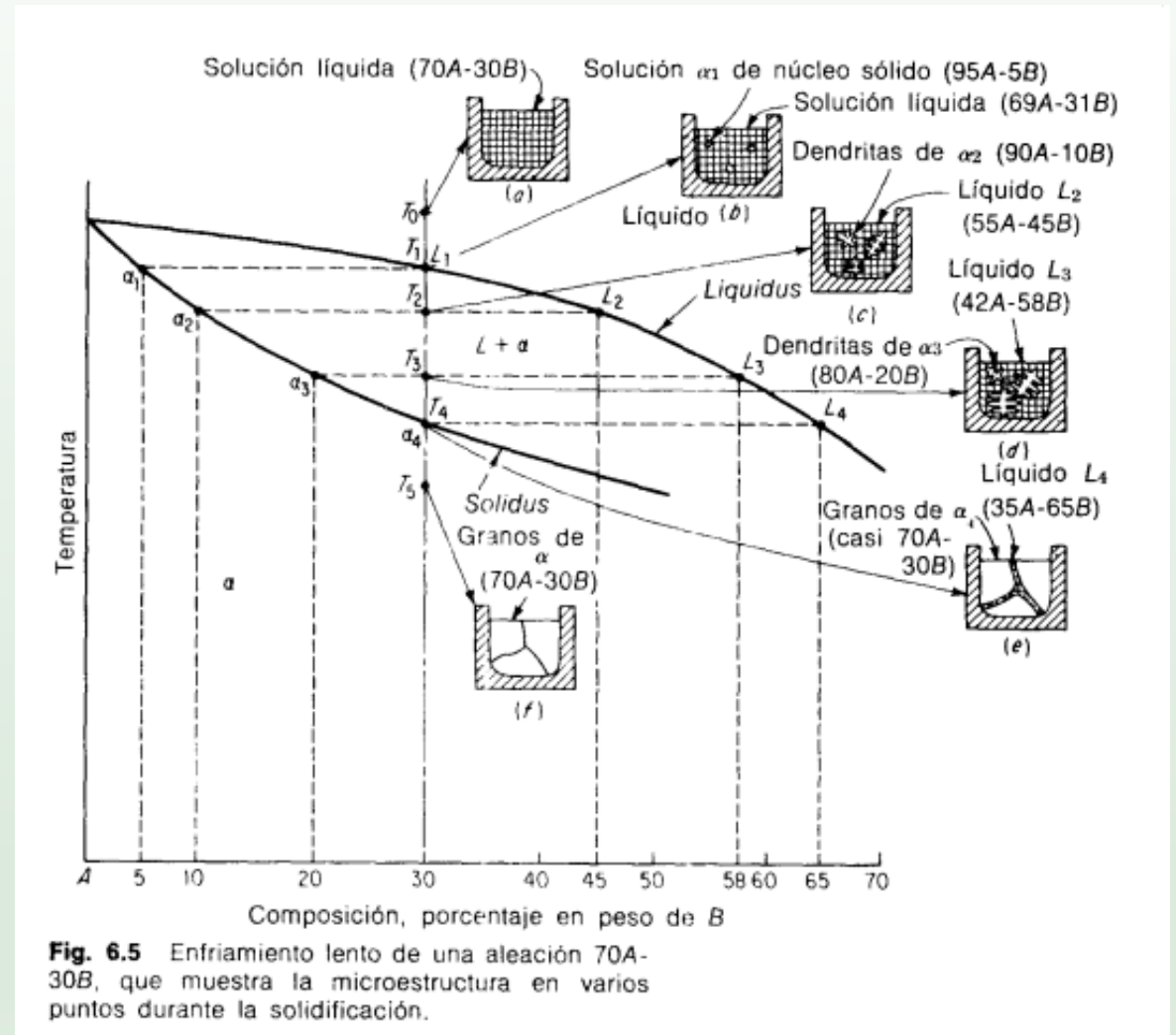
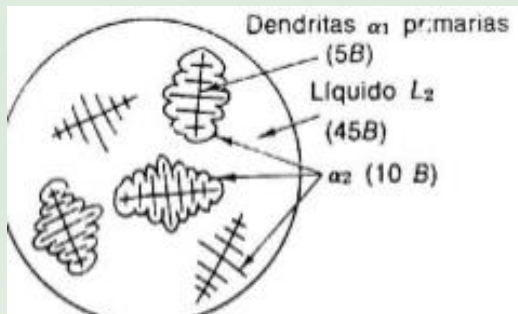
$T_1$ : línea *Liquidus*

$T_2$  y  $T_3$ : S+L

$T_4$ : línea *Solidus*

$T_5$ : S

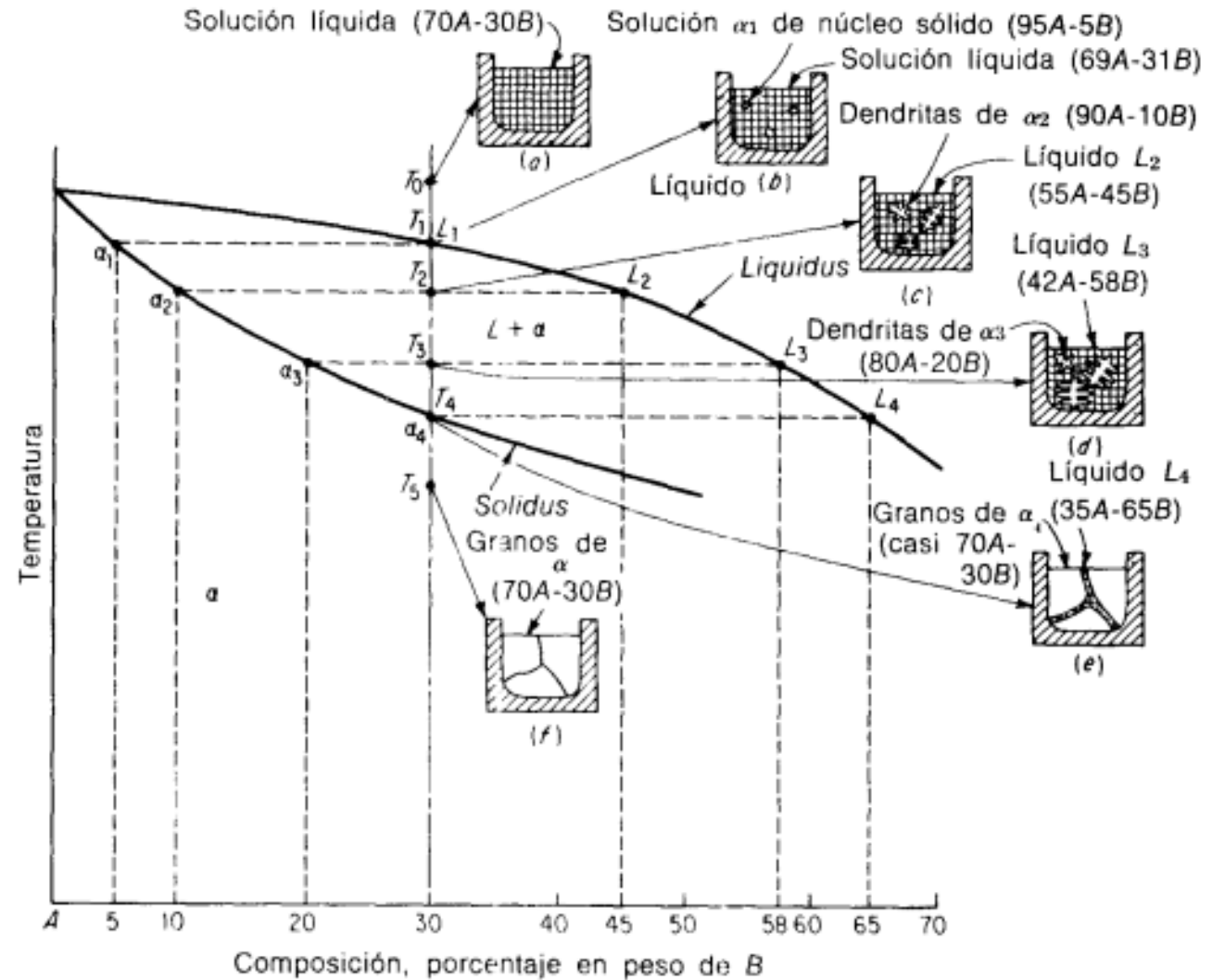
Esto se da a T de enfriamiento muy lenta para que la **difusión** pueda ir al mismo ritmo que el crecimiento cristalino



## Enfriamiento lento de una aleación.

$$\text{Líquido (porcentaje)} = \frac{\alpha_2 T_2}{\alpha_2 L_2} \times 100 = \frac{20}{35} \times 100 = 57\%$$

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{T_2 L_2}{\alpha_2 L_2} \times 100 = \frac{15}{35} \times 100 = 43\%$$



**Fig. 6.5** Enfriamiento lento de una aleación 70A-30B, que muestra la microestructura en varios puntos durante la solidificación.

## Difusión

La difusión o el movimiento de átomos en el estado sólido es un factor importante. A través del mecanismo de difusión bajo un enfriamiento lento, la estructura dendrítica desapareció y los granos se hicieron homogéneos.

Es esencialmente de naturaleza estadística, resultando de muchos movimientos al azar de átomos individuales.

La difusión en soluciones sólidas sustitucionales puede darse por tres mecanismos diferentes:

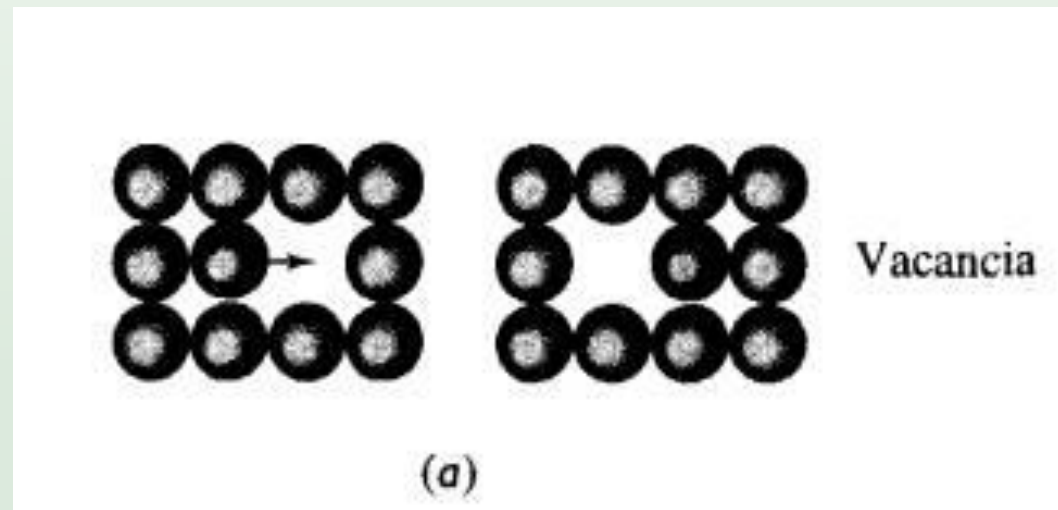
- Mecanismo de vacancias
- Mecanismo intersticial
- Mecanismo de intercambio de átomos.

## Mecanismo de vacancias

Las vacancias son imperfecciones normales de la estructura cristalina que facilitan la difusión.

Facilitan en gran medida el salto de átomos adyacentes (salto de un átomo a una vacancia).

Es el principal mecanismo de difusión en los metales.

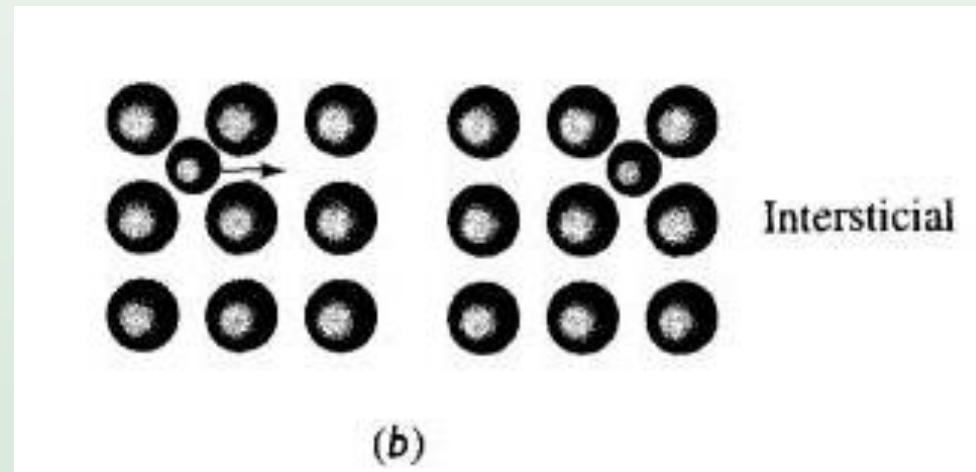




## Mecanismo intersticial

Los espacios intersticiales son aquellos que quedan entre los átomos de la estructura cristalina.

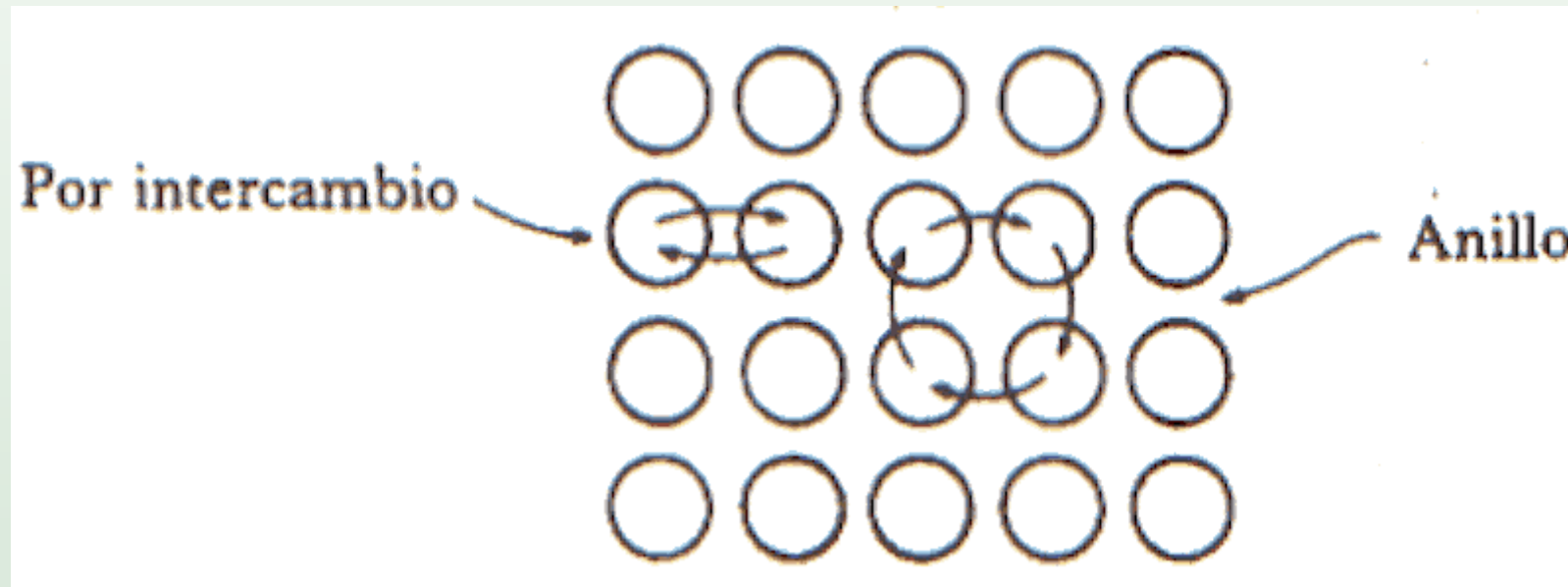
En este mecanismo un átomo toma una posición intersticial en la estructura, o un átomo que se encuentra en una posición normal se sitúa intersticialmente y el átomo intersticial se sitúa en el lugar vacante.



## Mecanismo de intercambio de átomos

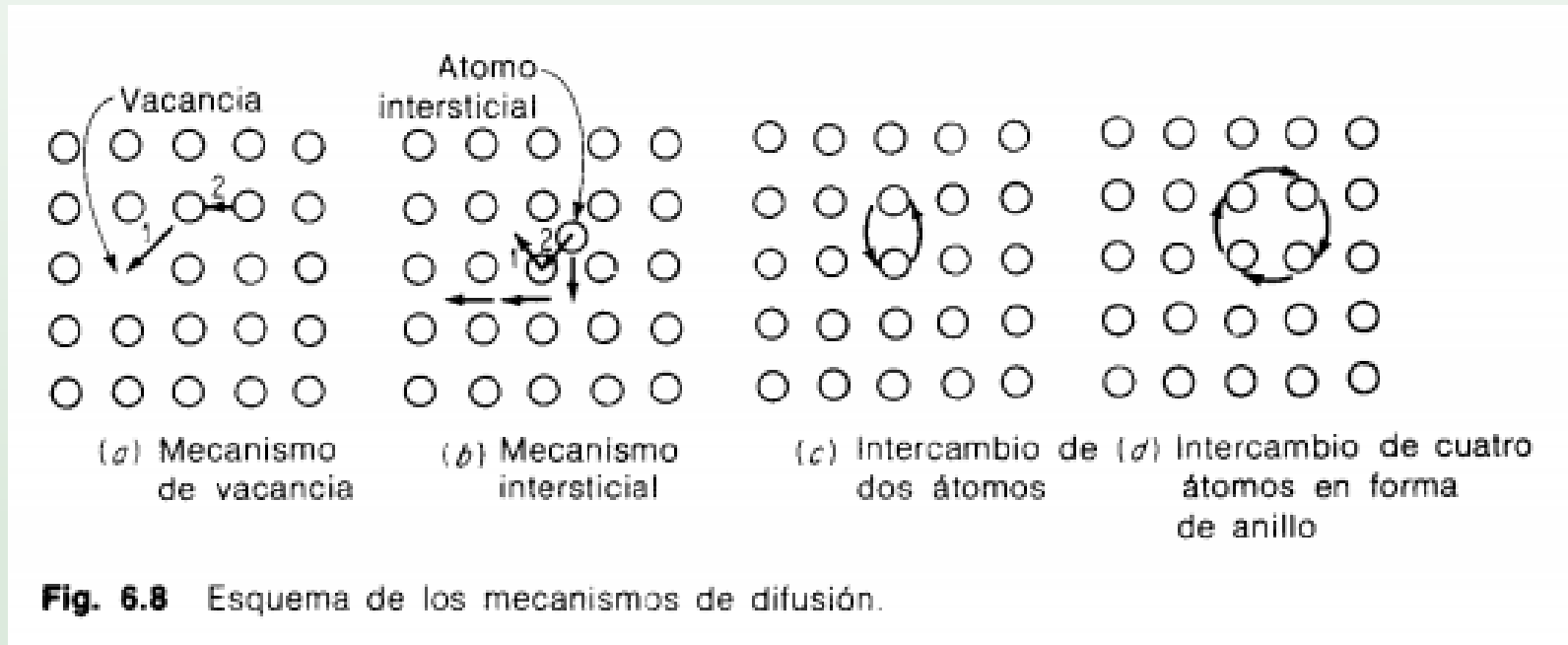
Es el intercambio directo de dos o cuatro átomos (todos los átomos vibran constantemente respecto a su posición).

Esto solo se da en condiciones especiales ya que deben deslizarse entre átomos.



La rapidez de difusión de un metal en otro está determinada (entro otras variables) por la T.

Al aumentar la temperatura el coeficiente de difusión aumenta. A mayor T, mayor es la energía cinética (vibraciones del átomo). Esto es suficiente para hacer que un átomo salga mediante un salto de su posición de equilibrio.



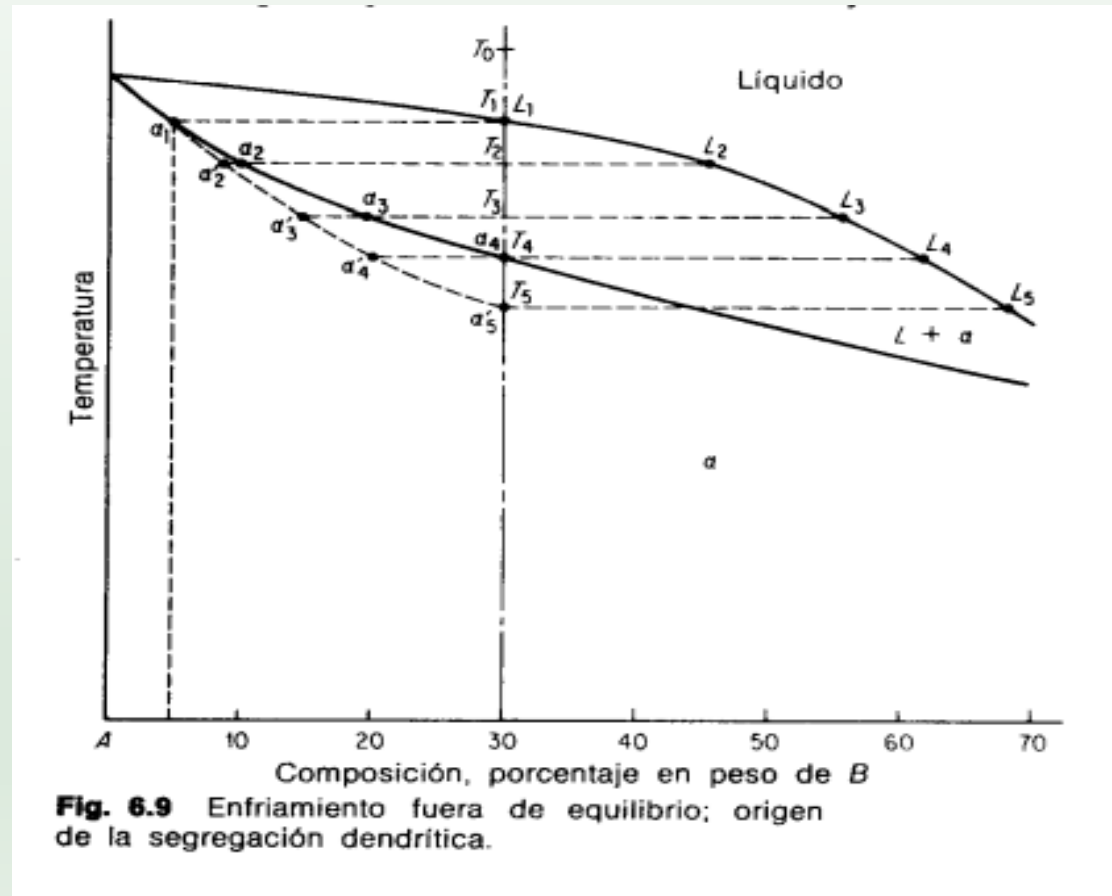
## **Enfriamiento fuera de equilibrio (origen de la segregación dendrítica)**

En la práctica es muy difícil el enfriamiento bajo condiciones de equilibrio.

La difusión en estado sólido se lleva a cabo a una rapidez muy baja (muy lento), por lo que en la práctica con rapidez de enfriamiento normales habrá alguna diferencia con el diagrama en equilibrio.

La difusión en el líquido es relativamente rápida por lo que la composición (aun en enfriamientos fuera de equilibrio) estará dada por la línea *Liquidus*.

Como la difusión es demasiado lenta para conservar el mismo ritmo que el crecimiento cristalino, no se tendrá suficiente tiempo para lograr uniformidad en el sólido, la composición promedio en  $T_2$  estará entre  $\alpha_1$  y  $\alpha_2$  por ejemplo en  $\alpha_2'$ . Conforme la  $T$  descende, la solución promedio de la solución sólida se aleja aún más de las condiciones de equilibrio.

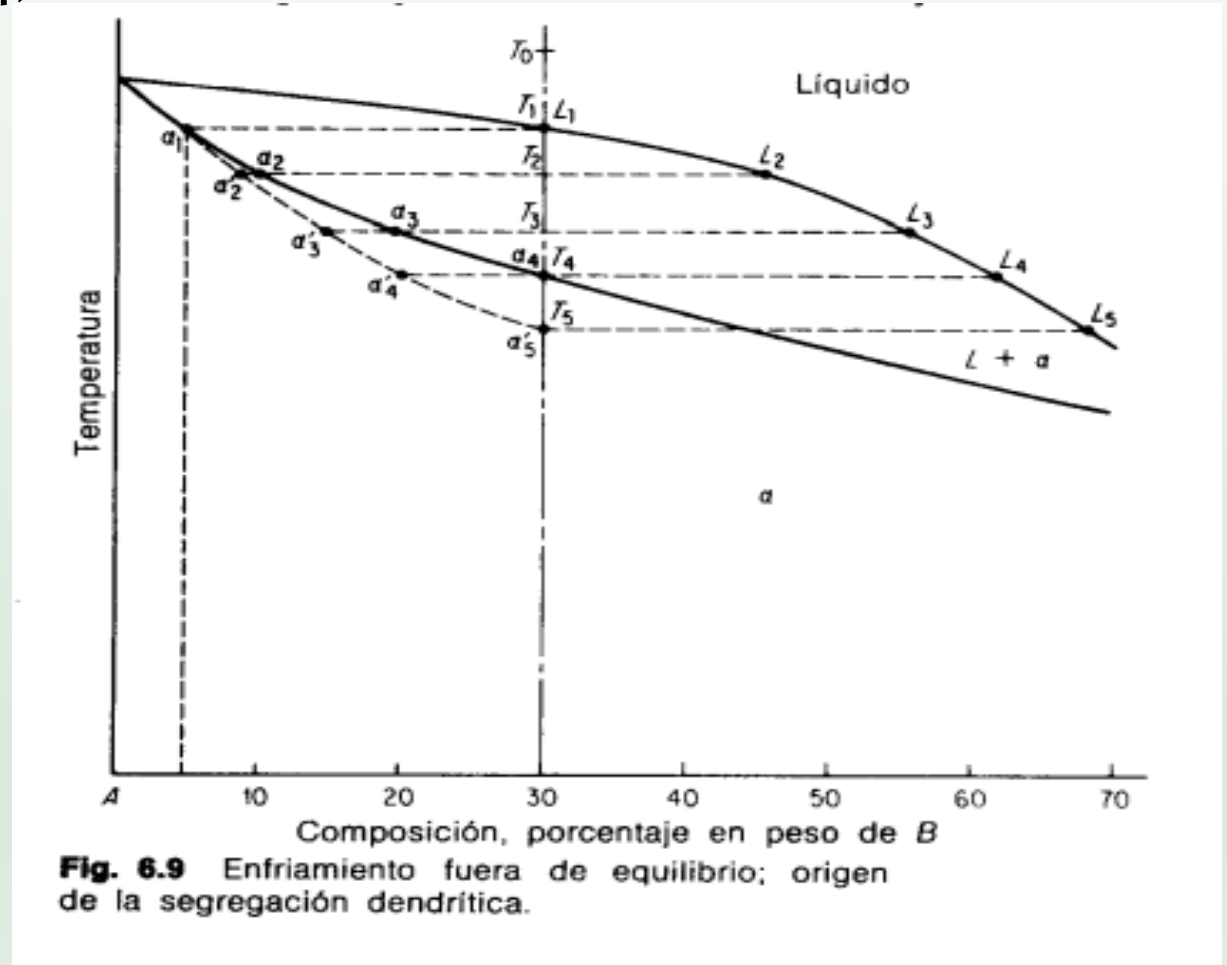


Bajo un enfriamiento en equilibrio, la solidificación debe completarse en  $T_4$ , sin embargo, como la composición promedio de la solución sólida,  $\alpha_4'$ , no ha alcanzado la composición de la aleación, se tendrá un remanente del líquido.

Al aplicar la regla de la palanca en  $T_4$ , se tiene:

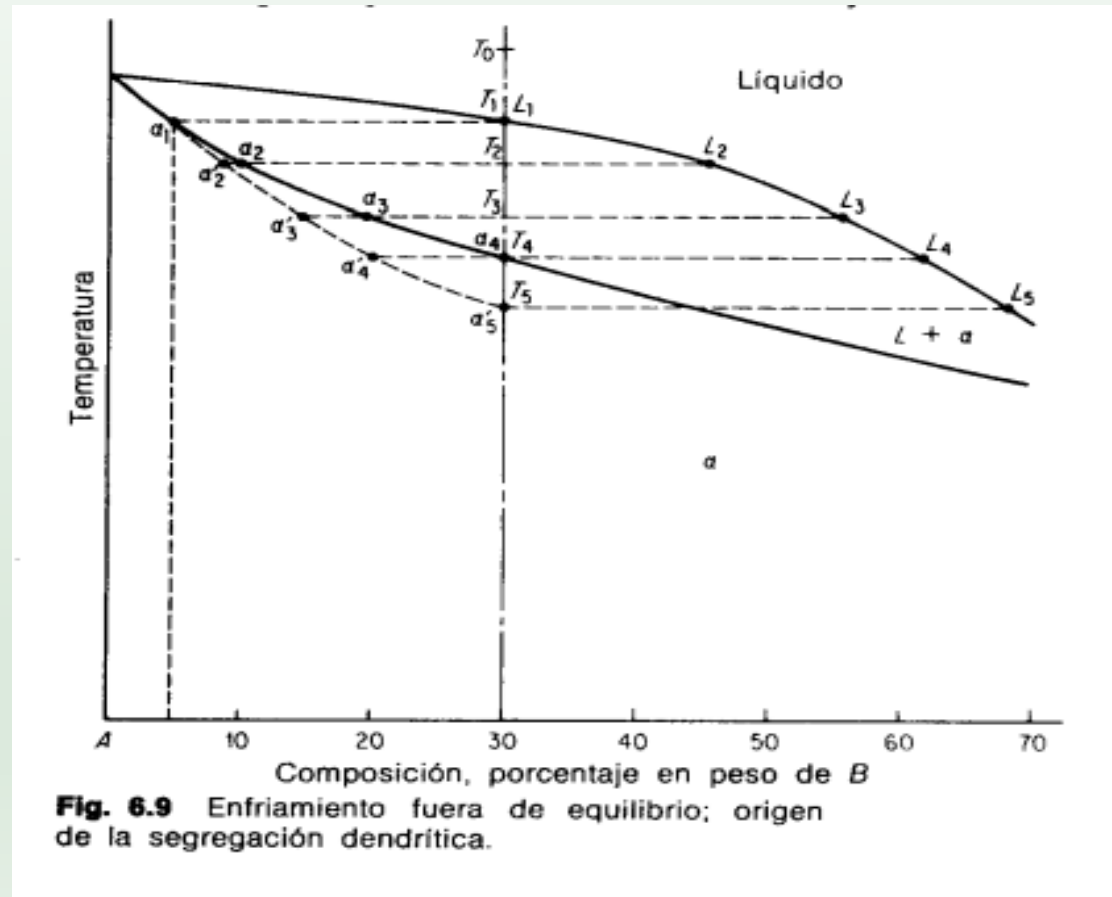
$$\% \alpha_4' = T_4 L_4 / \alpha_4' L_4 = 75\%$$

$$\% L_4 = T_4 \alpha_4' / \alpha_4' L_4 = 25\%$$



La solidificación continuará hasta que se alcance  $T_5$ . A esta  $T$ , la composición de la solución sólida  $\alpha_5'$  coincide con la composición de la aleación, y la solidificación es completa.

El último líquido que se solidifica es  $L_5$  y es más rico en B que el último líquido que se hubiera solidificado bajo condiciones de equilibrio.



En resumen, el enfriamiento rápido fuera de equilibrio genera un intervalo mayor de temperatura en el cual el líquido y el sólido están presentes al mismo tiempo.

La última solidificación ocurre a una temperatura más baja que en el diagrama de equilibrio.

El último líquido en solidificarse tendrá una concentración mayor del metal que presenta el menor punto de fusión.

Cuanto mayor sea la rapidez de enfriamiento, más grandes serán los efectos mencionados.

El diagrama de solidificación real muestra los cambios de fases desplazados a temperaturas inferiores y diferencias en su composición, aunque no en la estructura.



## Segregación dendrítica



**Fig. 6.10** Dendritas finas segregadas químicamente en una aleación cobre-plomo; ampliación 100x. (Research Laboratories, National Lead Company.)

## Homogeneización

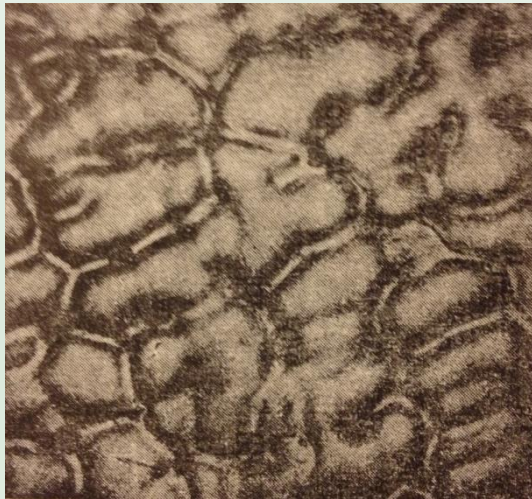
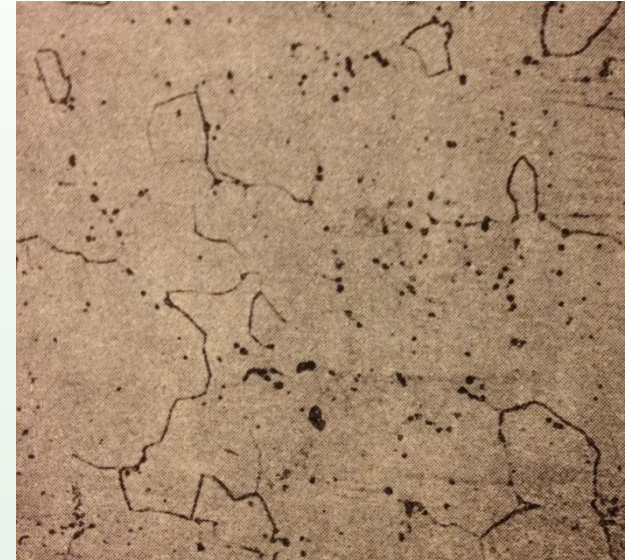
La estructura de segregación dendrítica presenta inconvenientes:

- El último sólido formado a lo largo de la frontera de grano es muy rico en metal con menor punto de fusión. Dependiendo de las propiedades de este último metal, las fronteras de grano pueden actuar como un plano de debilidad.
- Falta de uniformidad en propiedades físicas y mecánicas.
- En algunos casos un aumento de la sensibilidad a la corrosión intergranular.

Hay dos métodos para poder resolver este problema:

A- Impedir su formación a través de un lento enfriamiento del líquido (condición de equilibrio), pero el problema de este método es que el tamaño de grano se incrementara mucho además de que el proceso llevara un tiempo prolongado.

B- Igualar la composición de la estructura dendrítica mediante difusión en estado sólido (Homogeneización). Recalentar la aleación a T por debajo de la línea *solidus* la difusión será más rápida y ocurrirá la homogeneización.



**Fig. 6.12** Fotomicrografía de una aleación 85 Cu-15 Ni: a) colada en un molde frío, 50x; b) colada en un molde frío, recalentada 3 hr a 1382°F, 50x; c) colada en un molde frío, recalentada 9 hr a 1742°F, 50x; d) colada en un molde caliente; 50x; e) colada en un molde caliente, recalentada 15 hr a 1742°F, 50x. (Con autorización de Brick, Gordon, and Phillips, "Structure and Properties of Alloys", 3a. ed., McGraw-Hill Book Company, Nueva York, 1965.)

# Propiedades de las aleaciones de soluciones solidas

En un sistema que da lugar a una serie continua de soluciones sólidas, la mayoría de los cambios de propiedades son causados por distorsión de la red cristalina del metal solvente por adicción del metal soluble (soluto).

## Aleaciones Cu-Ni

**TABLA 6.1** Propiedades de aleaciones recocidas para el sistema cobre-níquel\*

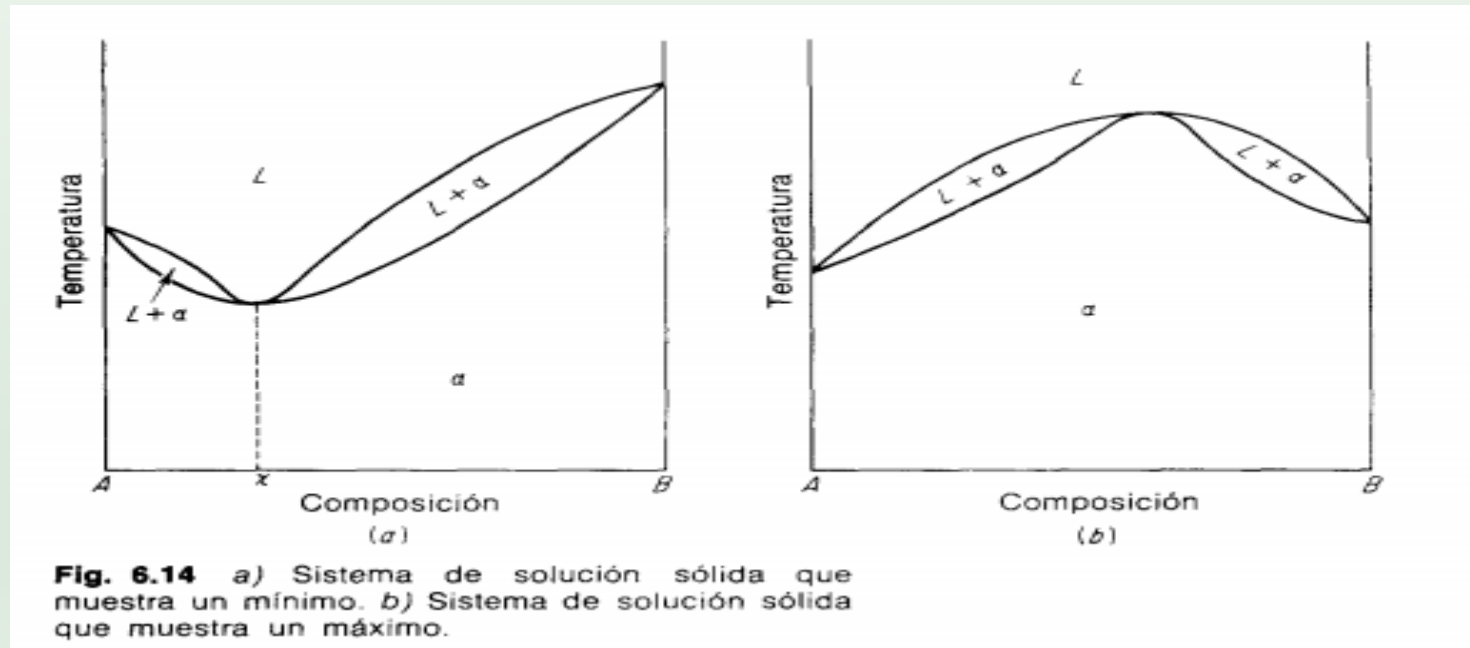
COMPOSICIÓN EN PORCEN- TAJE DE NÍQUEL	RESISTENCIA TENSIL LB/PULG <sup>2</sup>	ELONGACIÓN, PORCENTAJE EN 2 PULG	BHN, 10 MM, 500 KG	PARÁMETRO DE LA RED, 10 <sup>-8</sup> CM	RESISTIVIDAD ELÉCTRICA, MICROHMS POR CM <sup>3</sup>
0	30 000	53	36	3.6073	1.7
10	35 000	47	51	3.5975	14
20	39 000	43	58	3.5871	27
30	44 000	40	67	3.5770	38
40	48 000	39	70	3.5679	46
50	50 000	41	73	3.5593	51
60	53 000	41	74	3.5510	50
70	53 000	42	73	3.5432	40
80	50 000	43	68	3.5350	30
90	48 000	45	61	3.5265	19
100	43 000	48	54	3.5170	6.8

\* Con autorización de R. M. Brick y A. Phillips, "Structure and Properties of Alloys", 2 ed., McGraw-Hill Book Company, Nueva York, 1949.

## Variaciones del tipo I

Para una aleación de A y B podemos tener aleaciones de fusión congruente.

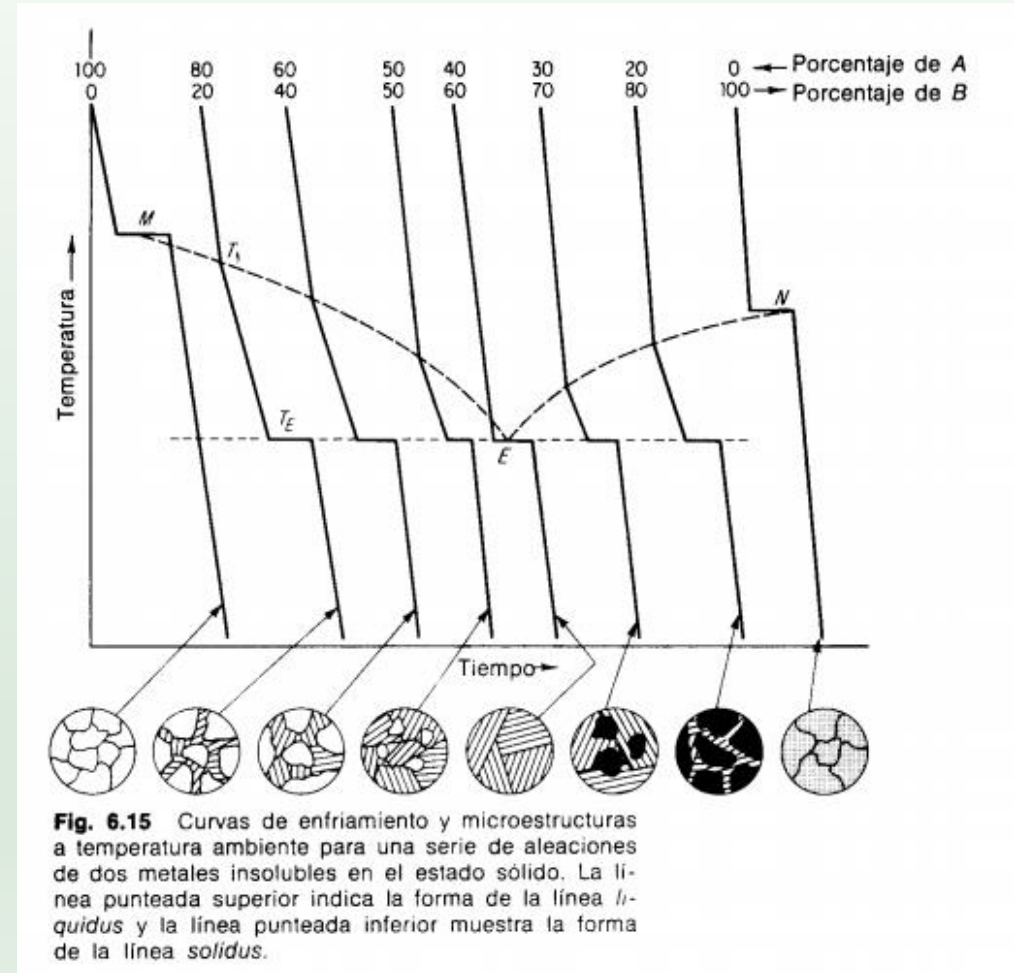
- La aleación X se comporta como si fuera un metal puro.
- Como el punto X tiene la T de congelación más bajo en la serie y el diagrama se parece al eutéctico, este tipo de aleaciones se las conocen como seudoeutéctica. (Ej: Cu-Au y Ni-Pd).



## Tipo II: Dos metales completamente solubles en el estado líquido y completamente insolubles en estado sólido (reacción eutéctica)

Dos metales no pueden ser completamente insolubles aun estando en estado sólido, pero como su solubilidad es tan restringida se los considera como insolubles.

Construcción del diagrama a partir de curvas de enfriamiento



Cada metal puro en el diagrama disminuye el punto de solidificación del otro metal, por lo tanto, la línea *liquidus* debe tener un mínimo. Este punto se llama punto Eutéctico.

Sobre un amplio intervalo en el diagrama se muestra el final de la solidificación a una temperatura fija ( $T_{\text{eutéctica}} = T_E$ ).

En el punto eutéctico la solidificación ocurre a una sola  $T$  ( $T_{\text{eutéctica}}$ ).

Aun cuando la solidificación de la composición eutéctica se parece a la de un metal puro, no es una aleación de fusión congruente ya hay una diferencia de composición entre el líquido y las dos fases solidas individuales.



Como se supone que los dos metales son completamente insolubles en el estado sólido, cuando la solidificación empieza el único sólido que se puede formar es un metal puro.

Este diagrama está constituido por 4 áreas.

Área arriba de la línea *liquidus*: solución homogénea de una sola fase (dos metales solubles en estado líquido).

Líquido y metal A sólido (dos fases).

Líquido y metal B sólido (dos fases).

Sólido (sólido A + mezcla eutéctica / mezcla eutéctica / mezcla eutéctica + sólido B).

Diagrama con reacción eutética.

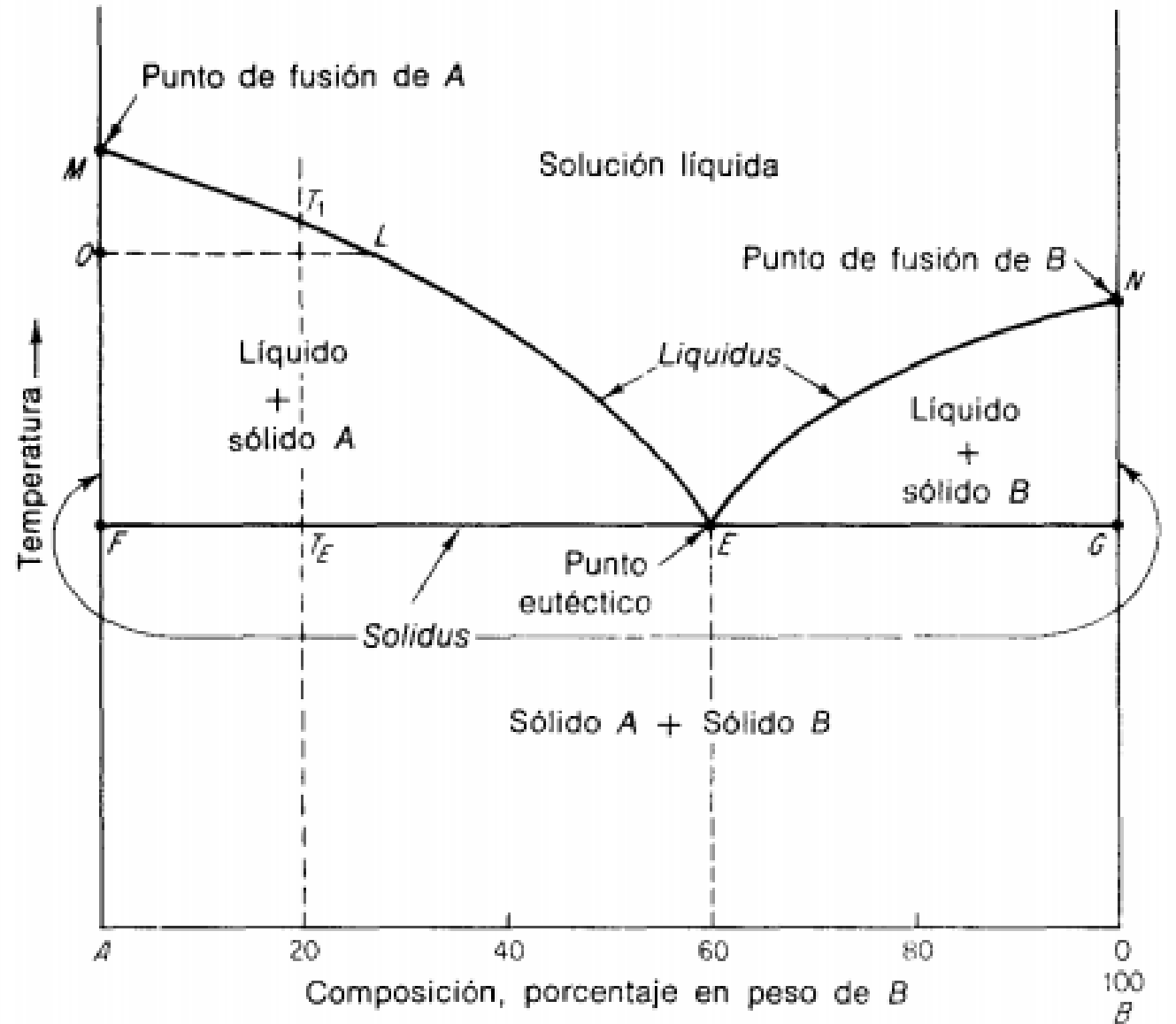
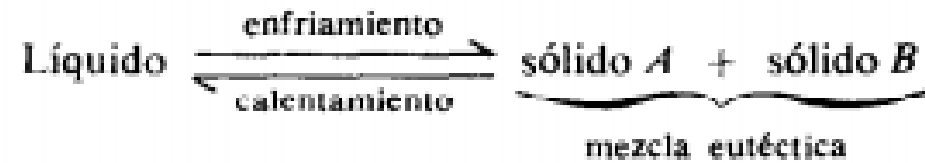


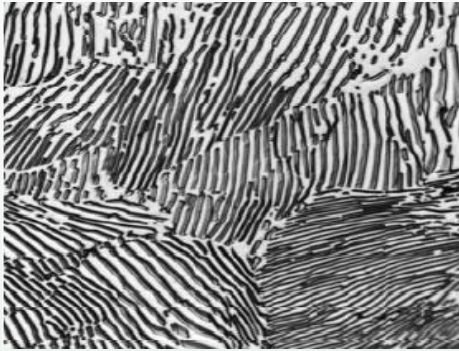
Fig. 6.16 Diagrama de fase tipo eutético.

## Reacción eutéctica

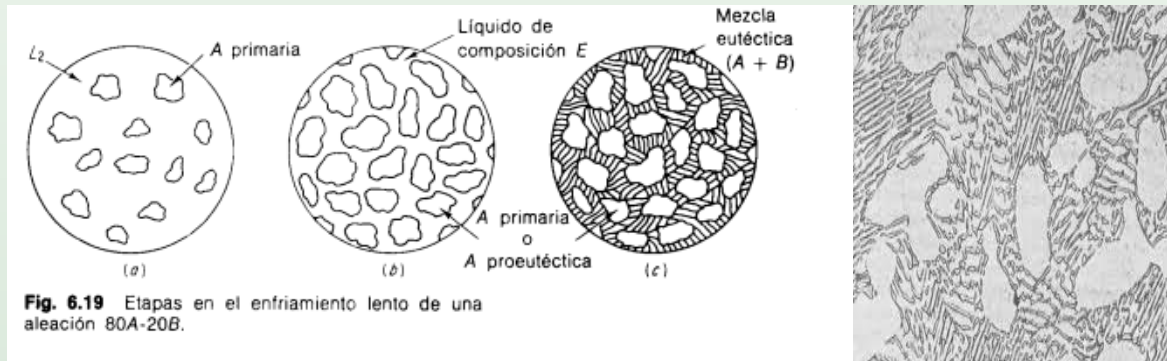


El único requisito es que la mezcla conste de dos fases sólidas. Estas pueden ser dos metales puros, dos soluciones sólidas, dos fases intermedias o cualquier combinación.

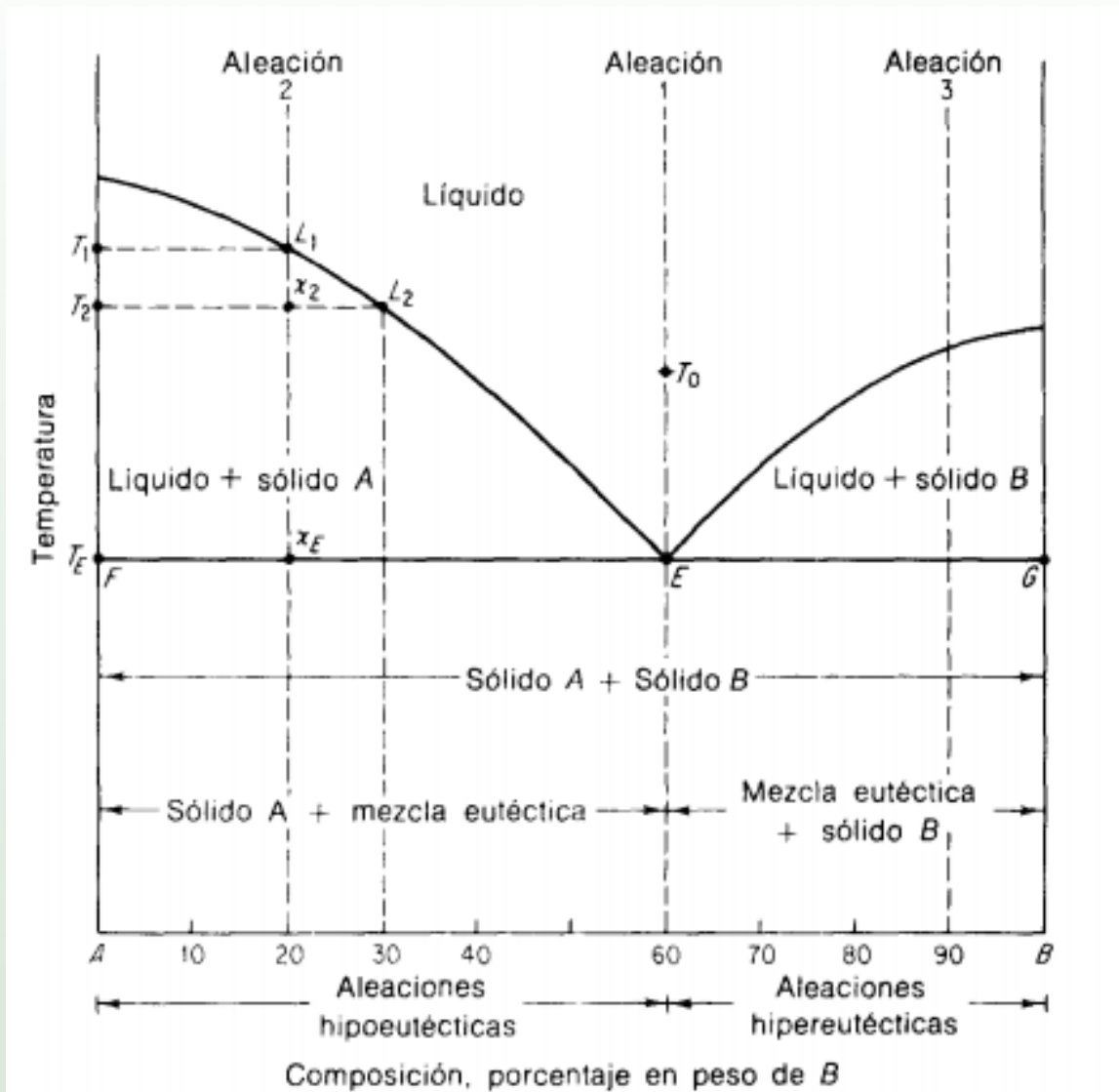
# Enfriamiento de diferentes aleaciones



Aleación 1



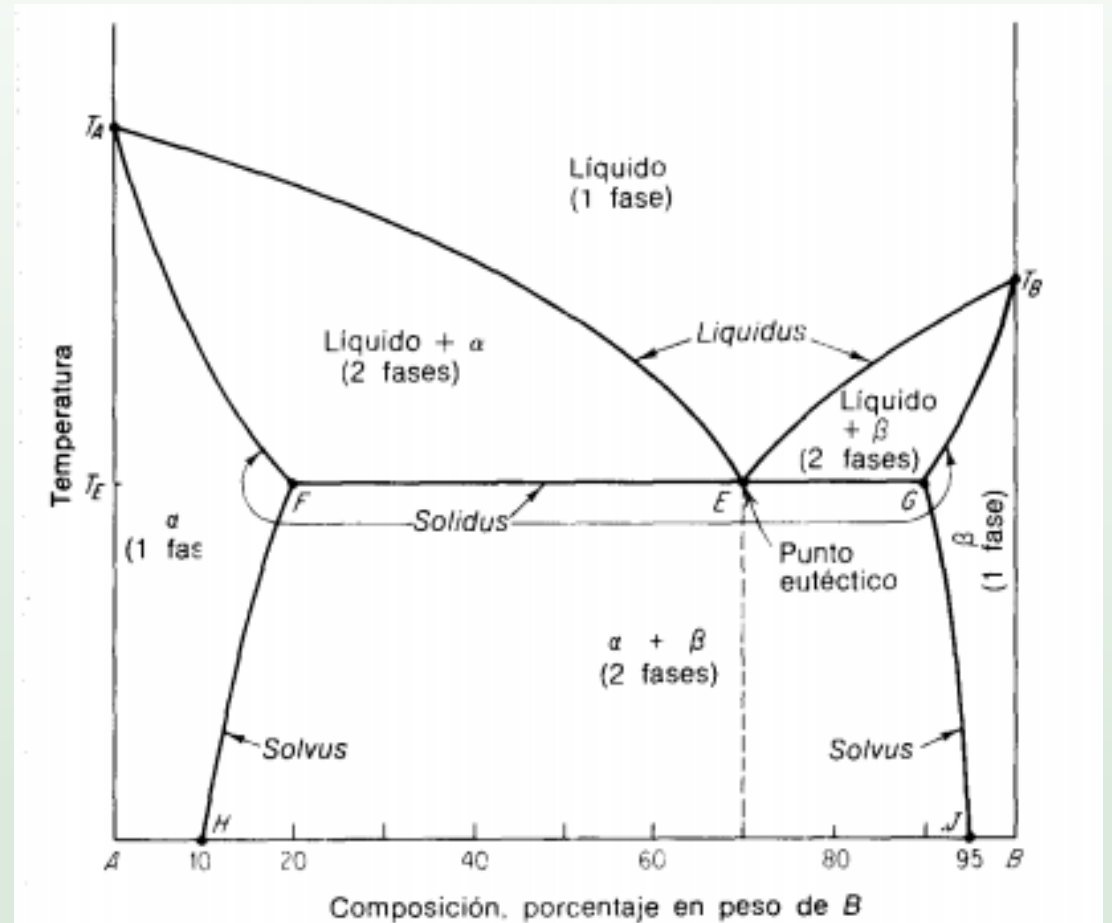
Aleación 2



### Tipo III: Dos metales completamente solubles en el estado líquido, pero solo parcialmente solubles en estado sólido.

En las aleaciones de este sistema, los cristales de A puro o de B puros nunca solidifican como tales, sino que lo hacen como una aleación o una mezcla de aleaciones.

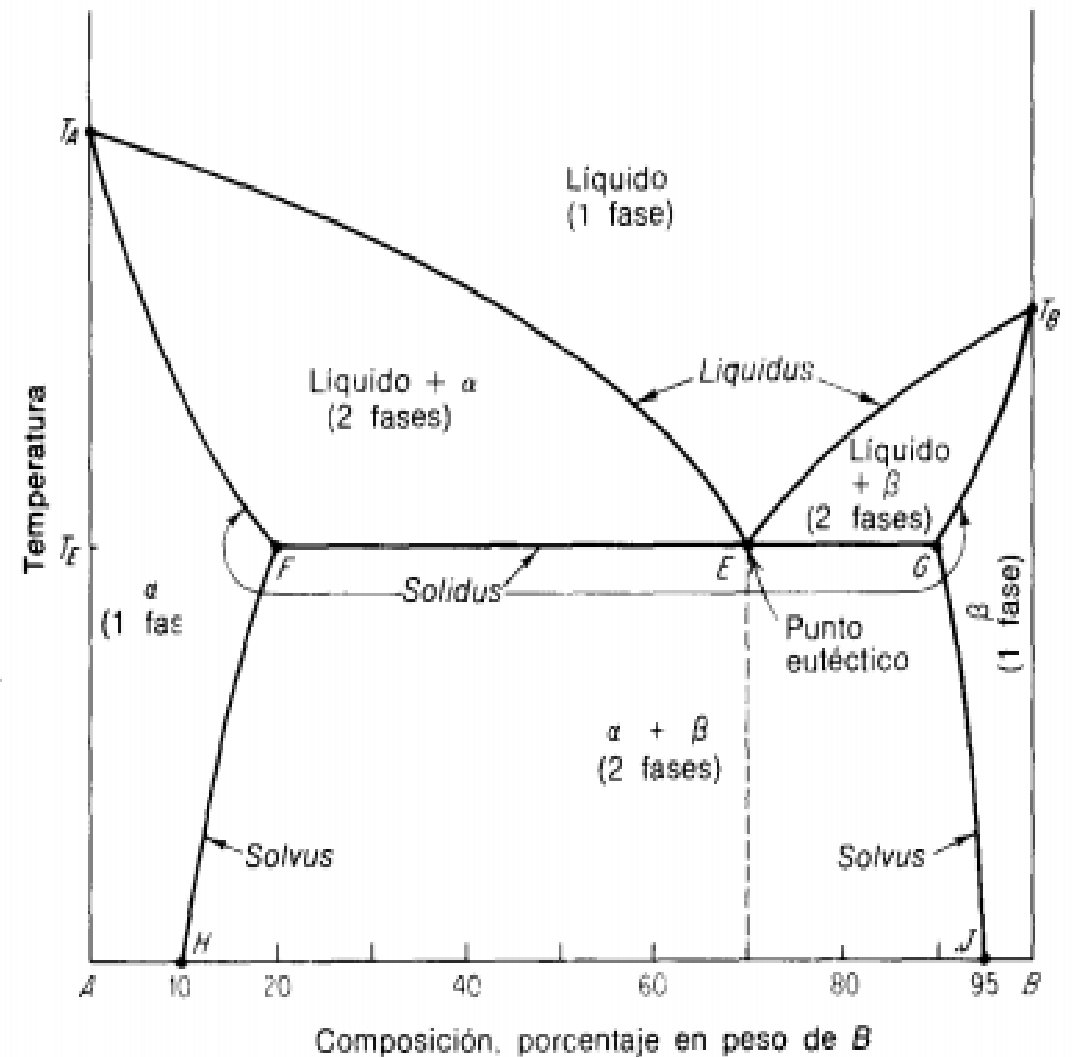
En  $T_E$  la solución sólida  $\alpha$  disuelve un máximo de 20% de B, como se muestra en el punto F y la solución  $\beta$  disuelve un máximo de 10% de A como se muestra en el punto G.



**Fig. 6.23** Diagrama de fase que muestra solubilidad parcial en el estado sólido.

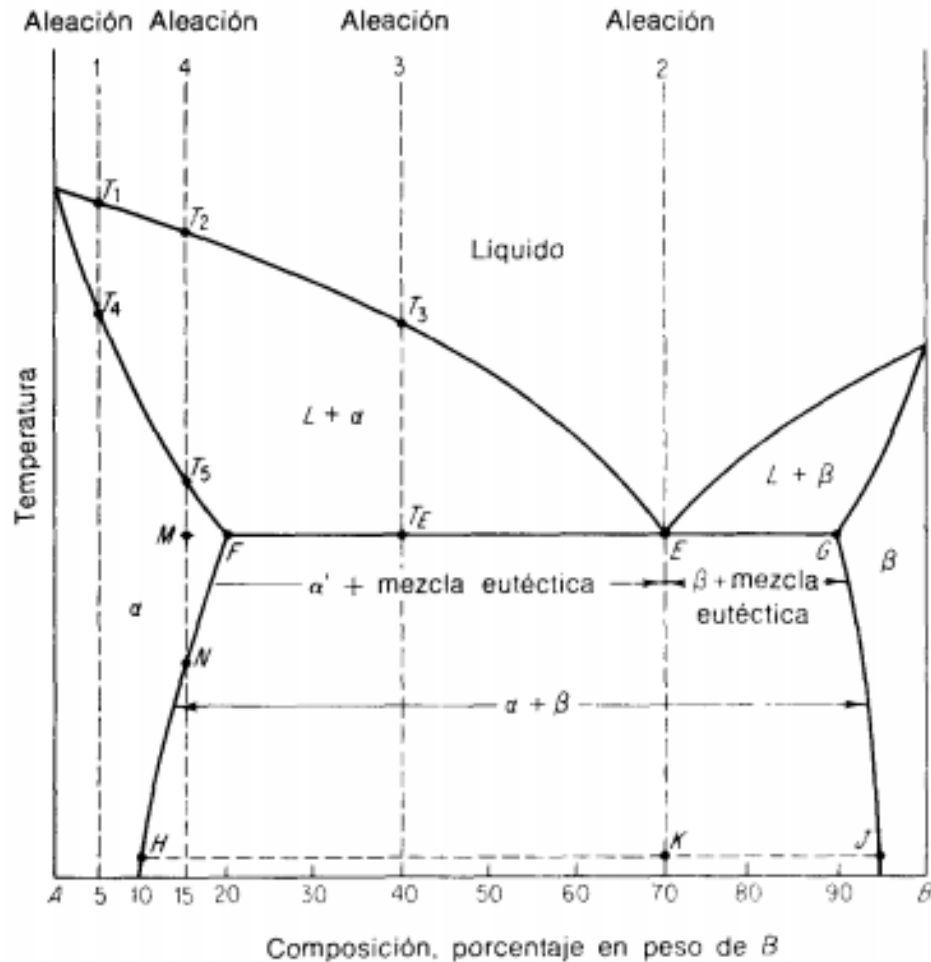
Conforme la T disminuye, la cantidad máxima de soluto que puede disolver disminuye, como lo muestran las líneas FH y GJ.

Las líneas solvus indican la máxima solubilidad (solución saturada) de B en A (solución  $\alpha$ ) o de A en B (solución  $\beta$ ).

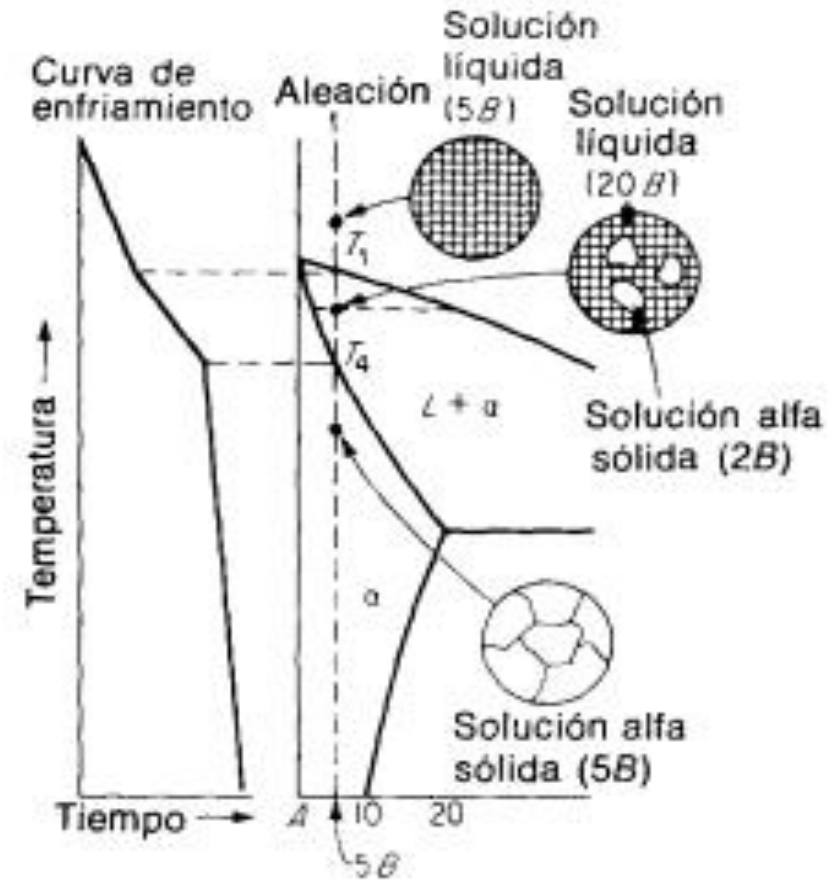


**Fig. 6.23** Diagrama de fase que muestra solubilidad parcial en el estado sólido.

# Enfriamiento de aleaciones

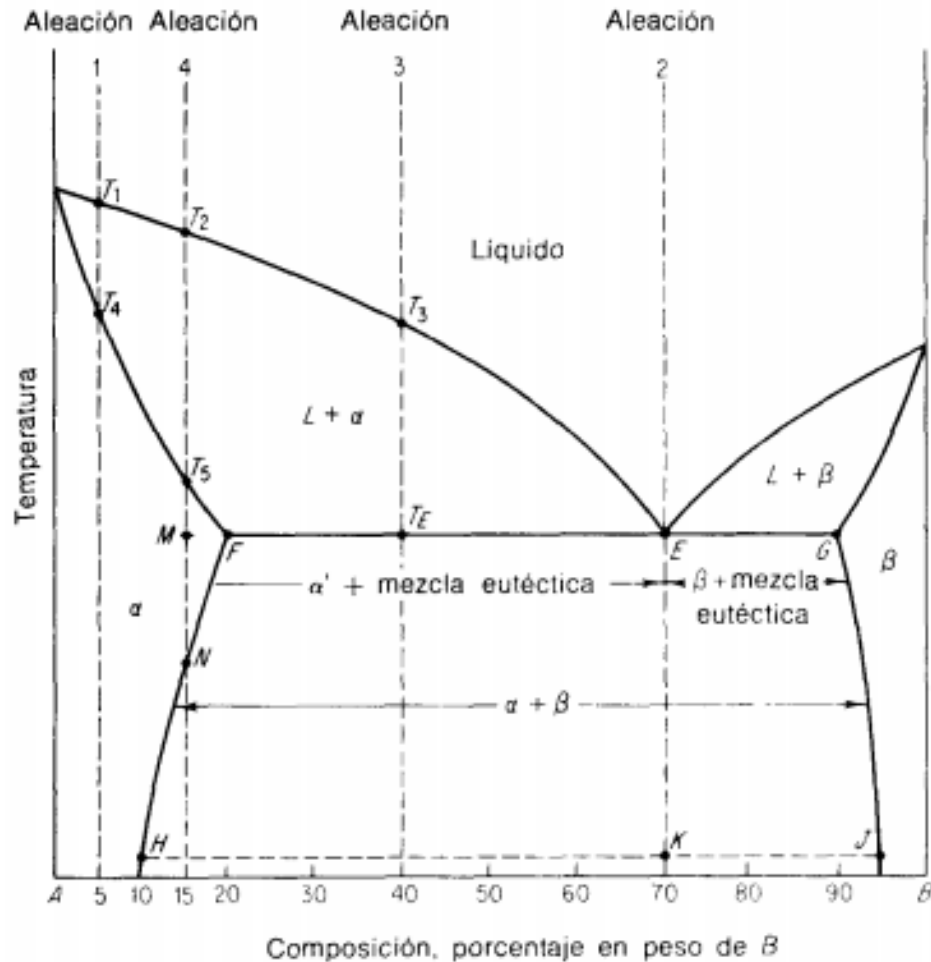


**Fig. 6.24** Diagrama de fase que muestra solubilidad parcial en el estado sólido.



**Fig. 6.25** Curva de enfriamiento y microestructura a varias temperaturas durante la solidificación de una aleación 95A-5B.

# Enfriamiento de aleaciones



**Fig. 6.24** Diagrama de fase que muestra solubilidad parcial en el estado sólido.

Aleación 2, mezcla eutéctica.  
 Estudio de cambio en las cantidades relativas (líneas de solvus).

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{EG}{FG} \times 100 = \frac{20}{70} \times 100 = 28.6\%$$

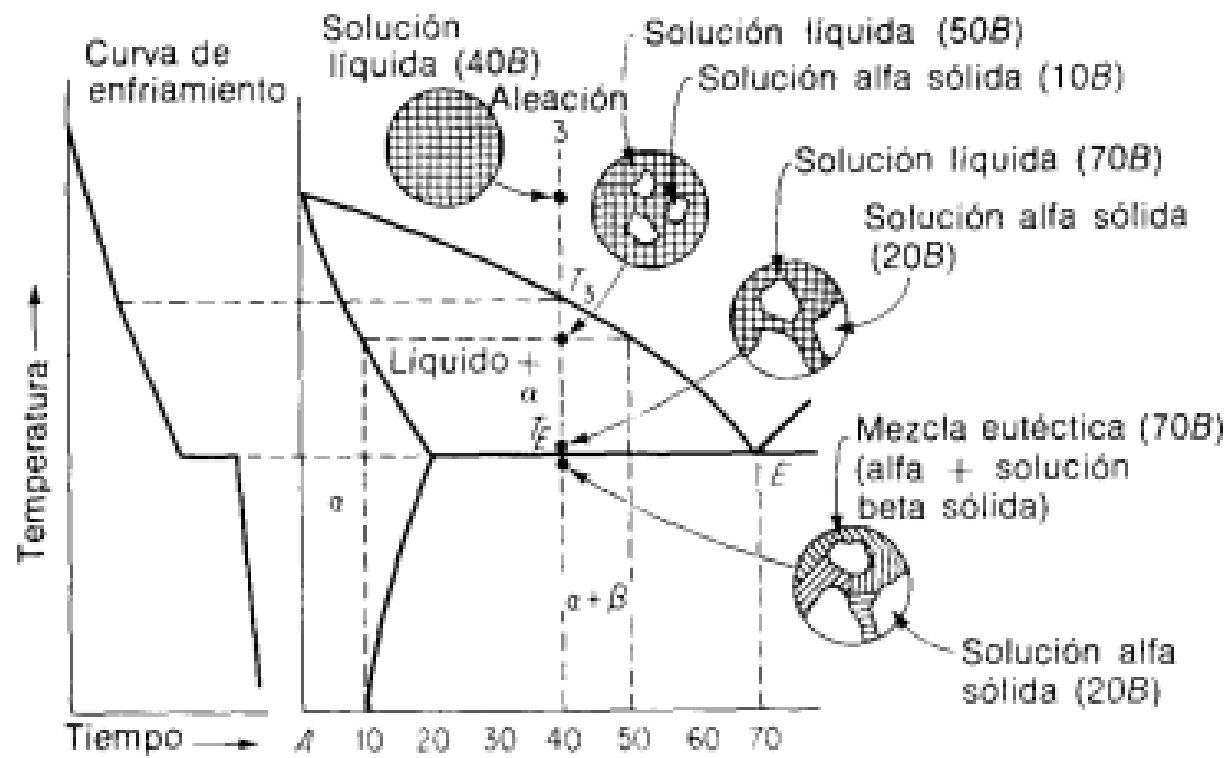
$$\beta \text{ (porcentaje)} = \frac{EF}{FG} \times 100 = \frac{50}{70} \times 100 = 71.4\%$$

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{KJ}{HJ} \times 100 = \frac{25}{85} \times 100 = 29.4\%$$

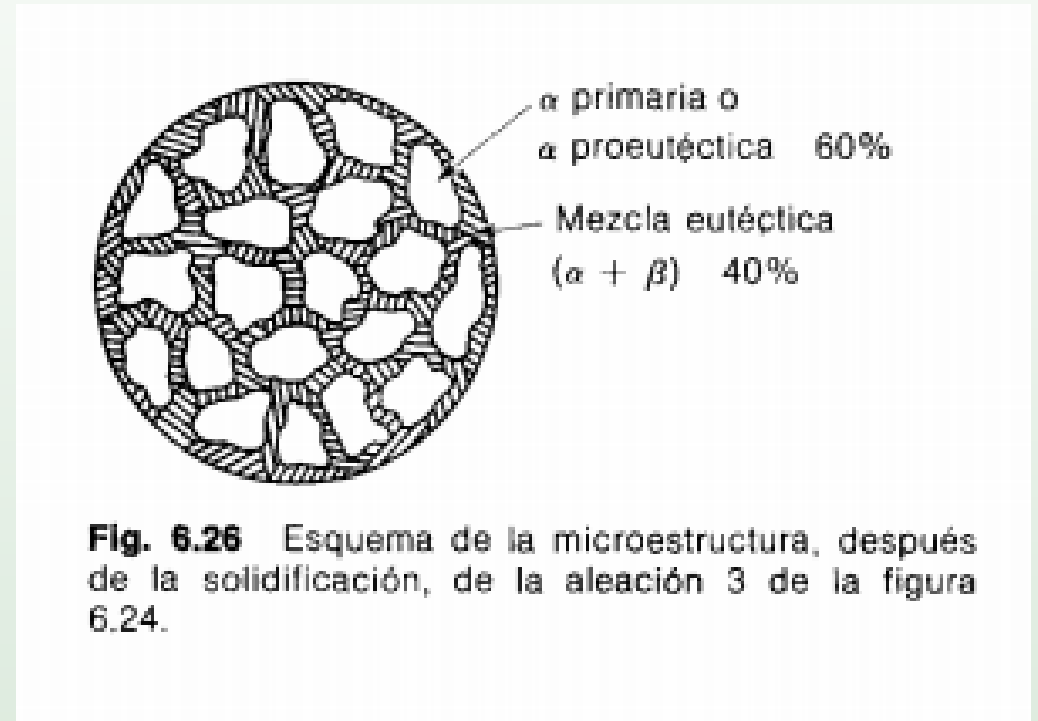
$$\beta \text{ (porcentaje)} = \frac{HK}{HJ} \times 100 = \frac{60}{85} \times 100 = 70.6\%$$



# Enfriamiento de aleaciones

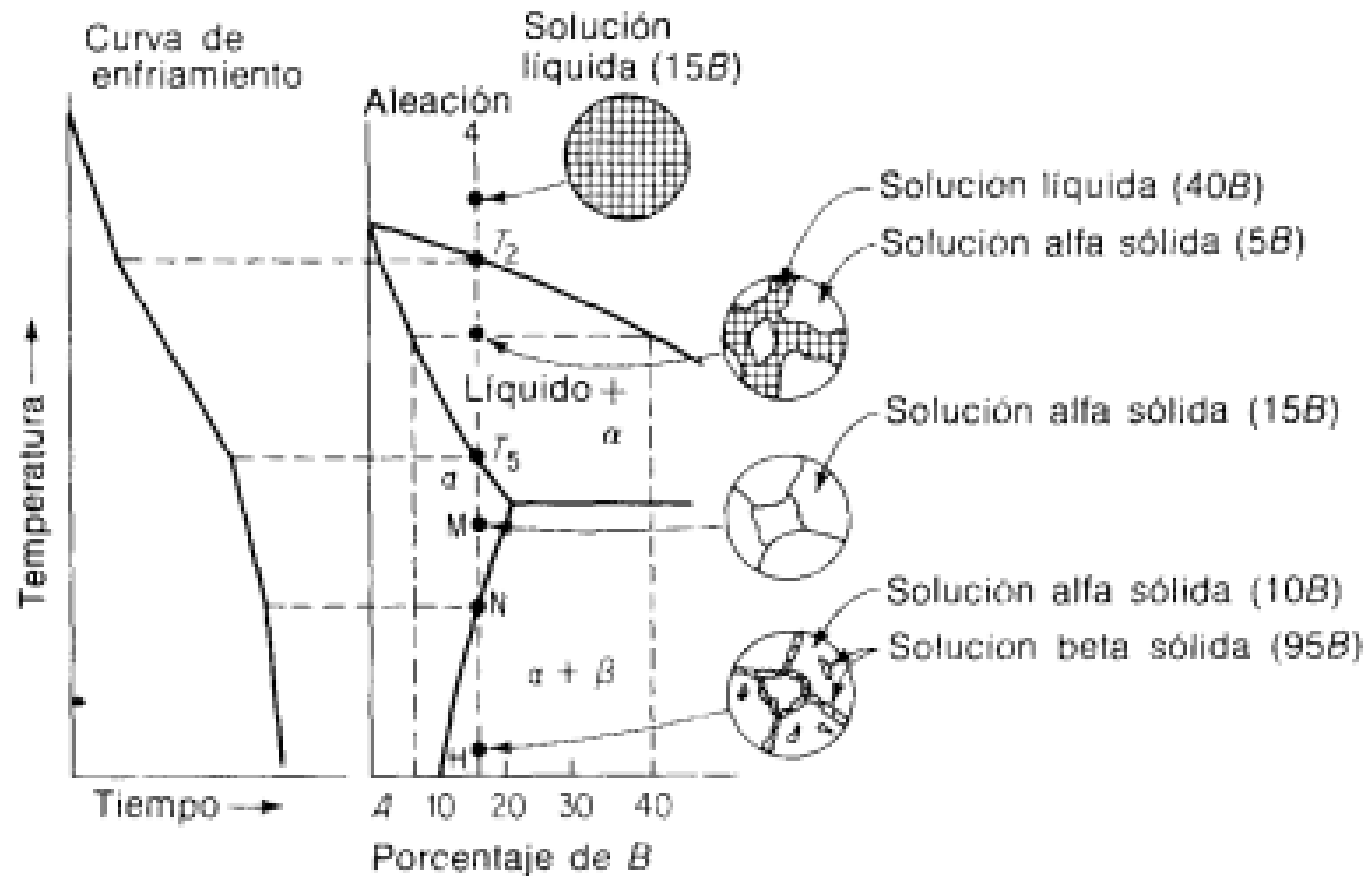


**Fig. 6.27** Curva de enfriamiento y microestructura a varias temperaturas durante la solidificación de una aleación 60A-40B.



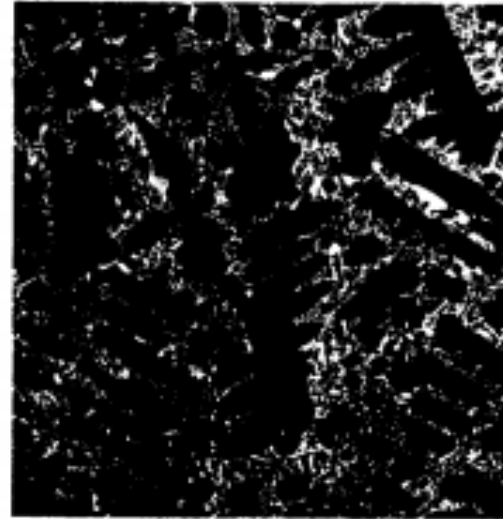
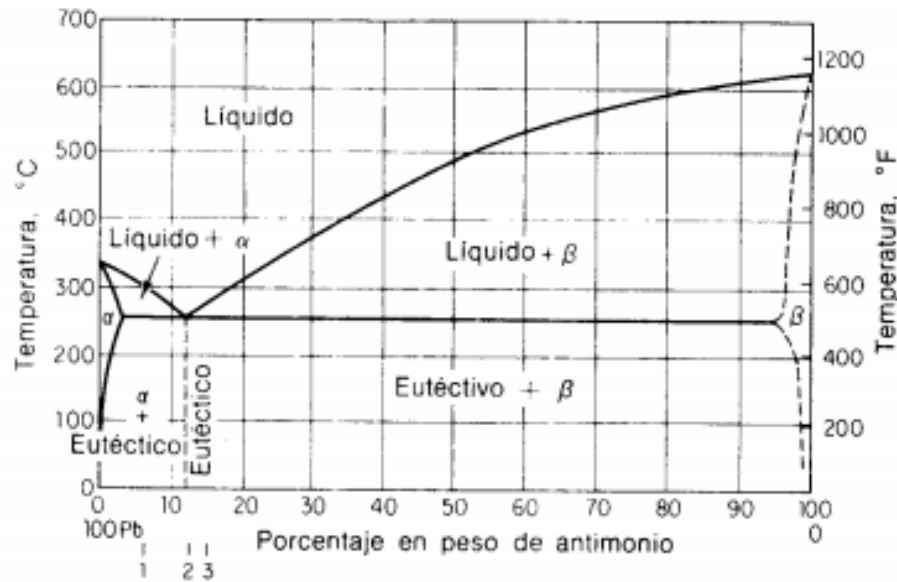
**Fig. 6.26** Esquema de la microestructura, después de la solidificación, de la aleación 3 de la figura 6.24.

# Enfriamiento de aleaciones



**Fig. 6.28** Curva de enfriamiento y microestructura a varias temperaturas para una aleación 85A-15B.

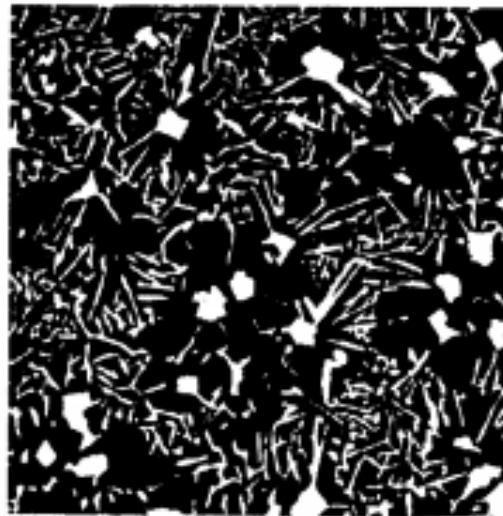
# Diagrama Plomo - Antimonio



b) Aleación 1



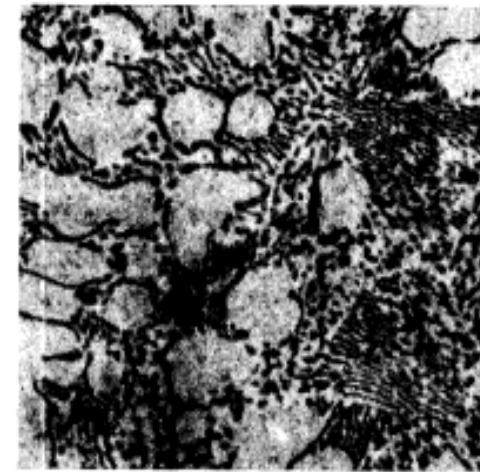
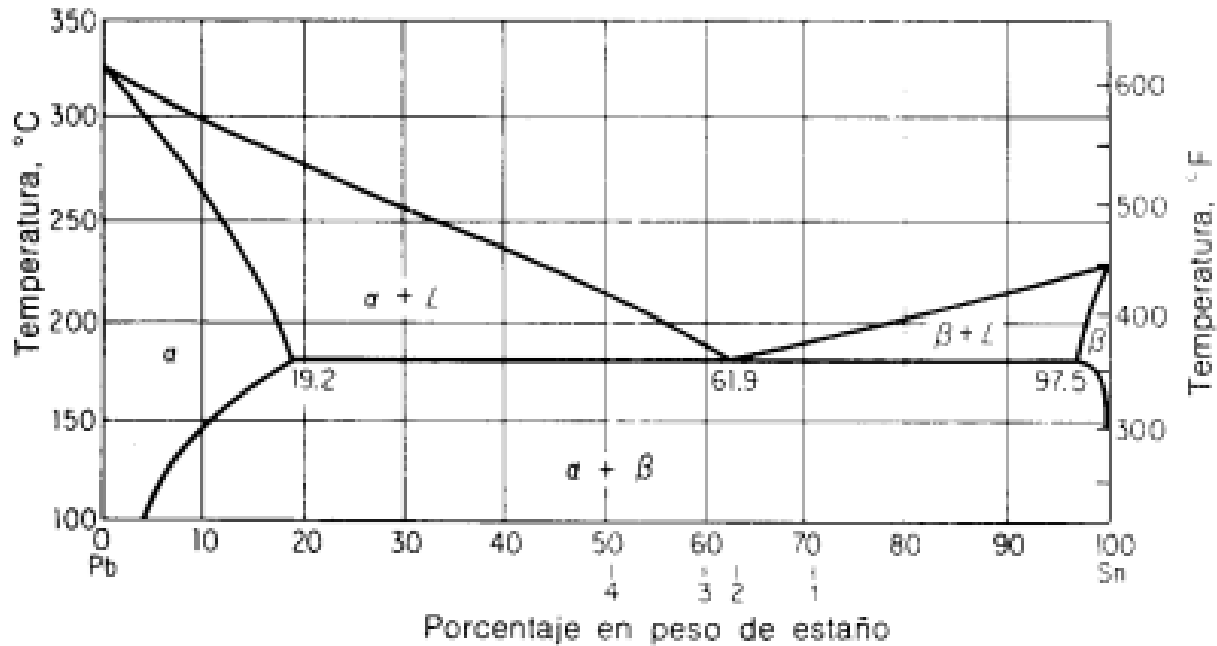
c) Aleación 2



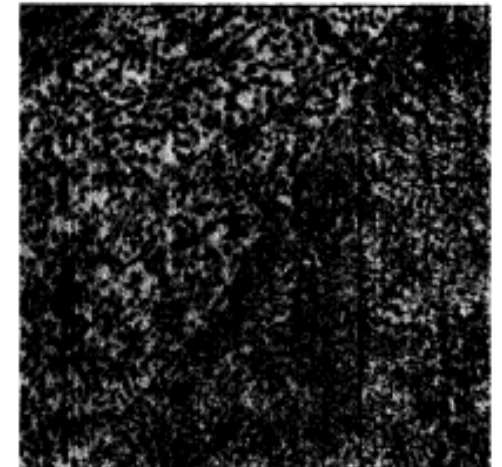
d) Aleación 3

**Fig. 6.29** a) Diagrama de equilibrio plomo-antimonio. b) 6.5% de antimonio en la aleación, 75x. c) Aleación eutética, 11.5% de antimonio, 250x. d) 12.25% de antimonio en la aleación, 250x. (American Smelting and Refining Company.)

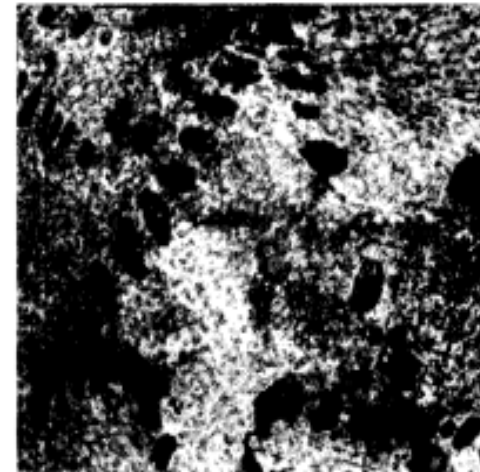
# Diagrama Plomo - Estaño



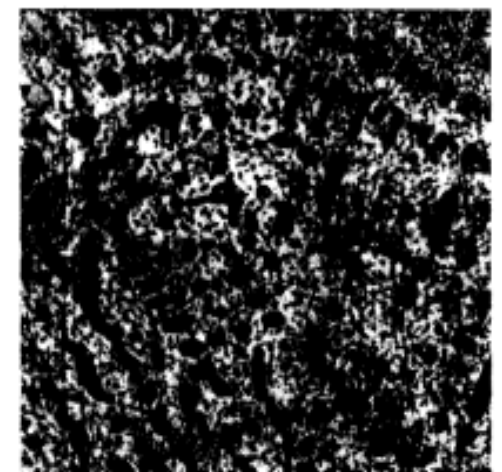
b) Aleación 1



c) Aleación 2



d) Aleación 3



e) Aleación 4

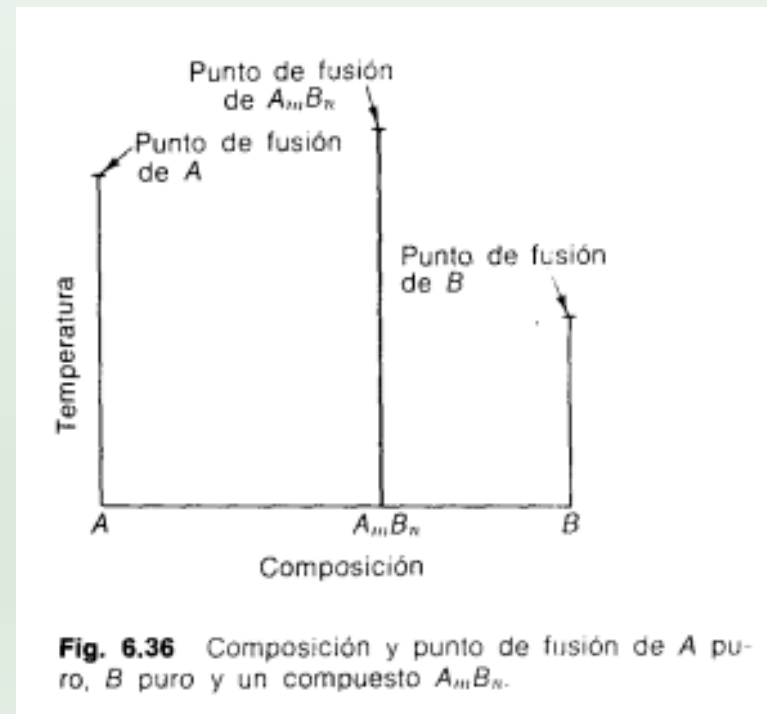
**Fig. 6.30** a) Diagrama de equilibrio plomo-estaño. b) 70% de estaño en la aleación. c) Aleación eutéctica. d) 60% de estaño en la aleación. e) 50% de estaño en la aleación. Todas las fotomicrografías a 200x. (Tomada de la obra de H. Manko, "Solders and Soldering", McGraw-Hill Book Company, New York, 1964.)

## Tipo IV: La fase intermedia de fusión congruente (Compuesto de fusión congruente)

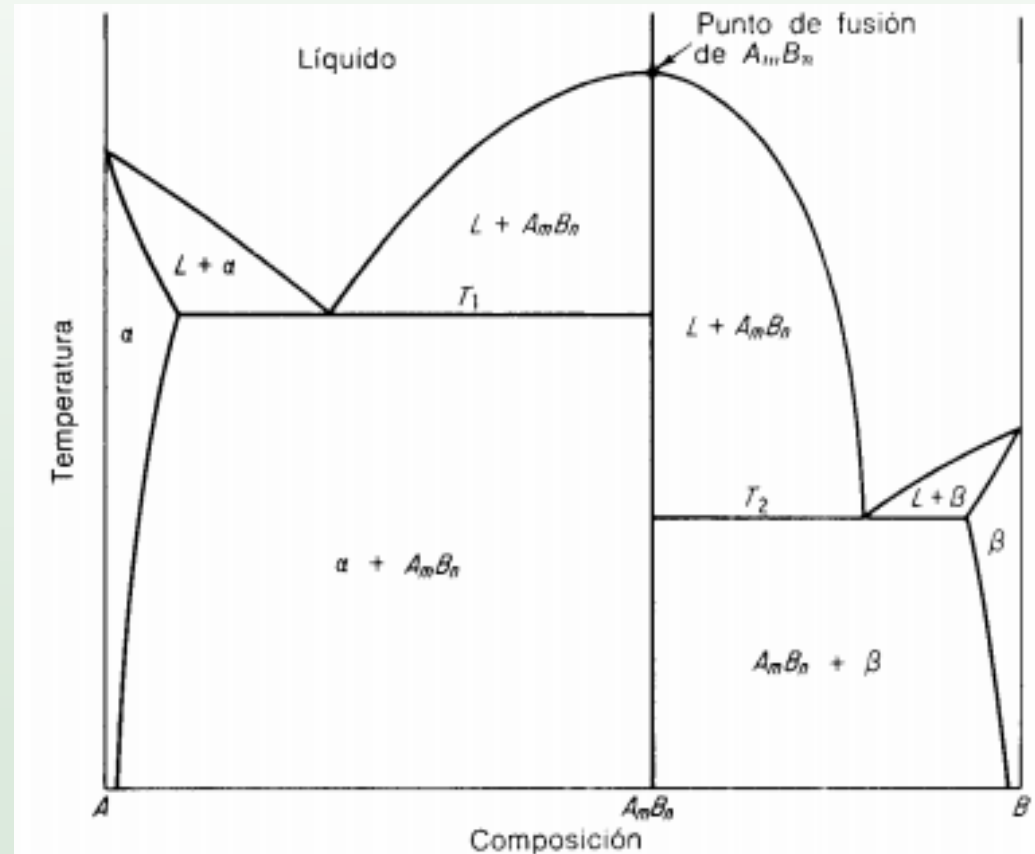
Cuando una fase cambia en otra isotérmicamente y sin ninguna modificación en su composición química, se dice que es un cambio de fase congruente (todos los metales puros solidifican congruentemente).

Son únicas y se representan entre las fases terminales de un diagrama de fase.

Se representa mediante una línea vertical y la formula química del compuesto.



Este tipo de diagrama puede separarse en dos partes, una para mostrar las aleaciones de A y el compuesto y la otra para mostrar todas las aleaciones de B y el compuesto.



**Fig. 6.37** Diagrama de equilibrio que muestra una aleación intermedia que es un compuesto intermetálico.

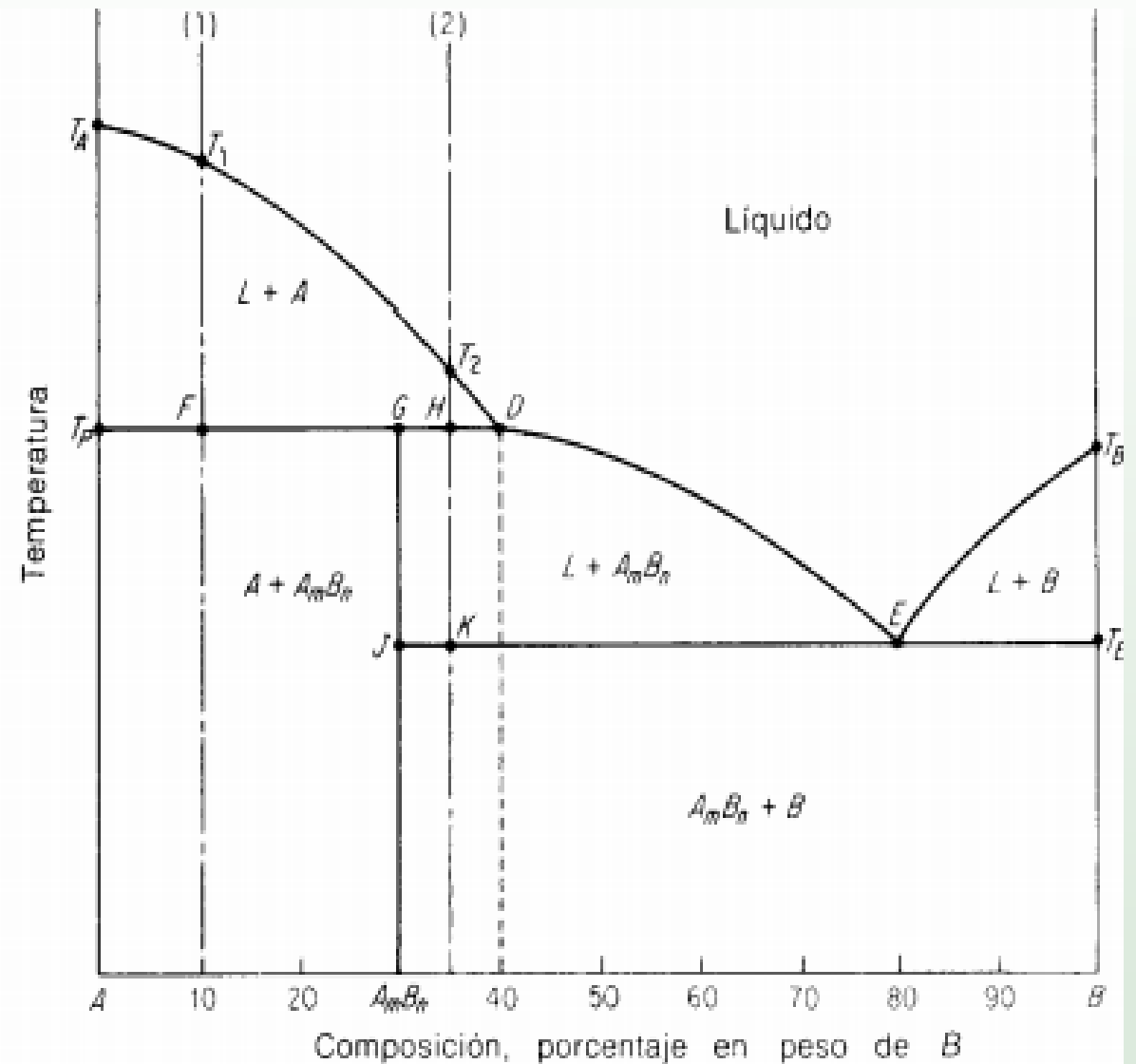
## Tipo V: La reacción peritética

En la reacción peritética, un líquido y un sólido reaccionan para formar un nuevo sólido al enfriarse.



A diferencia de los diagramas Tipo IV, en este caso se genera la formación de un compuesto de fusión incongruente.

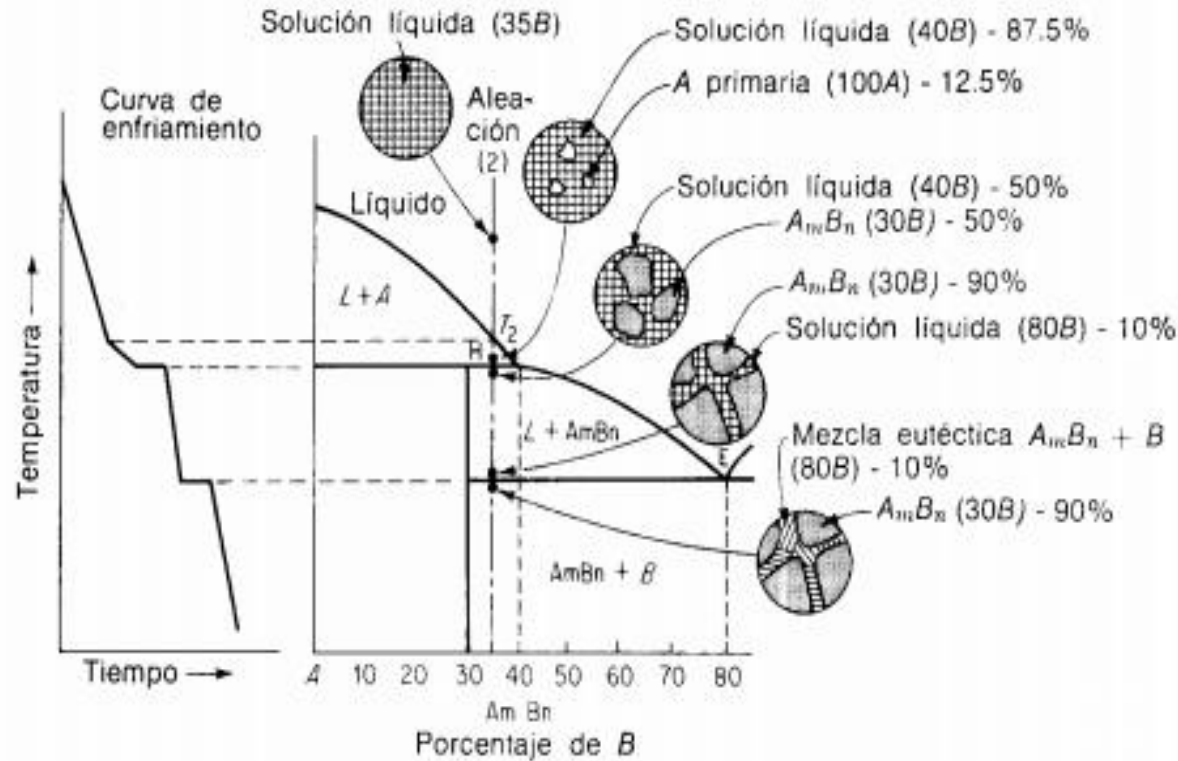
## La reacción peritética y fase incongruente



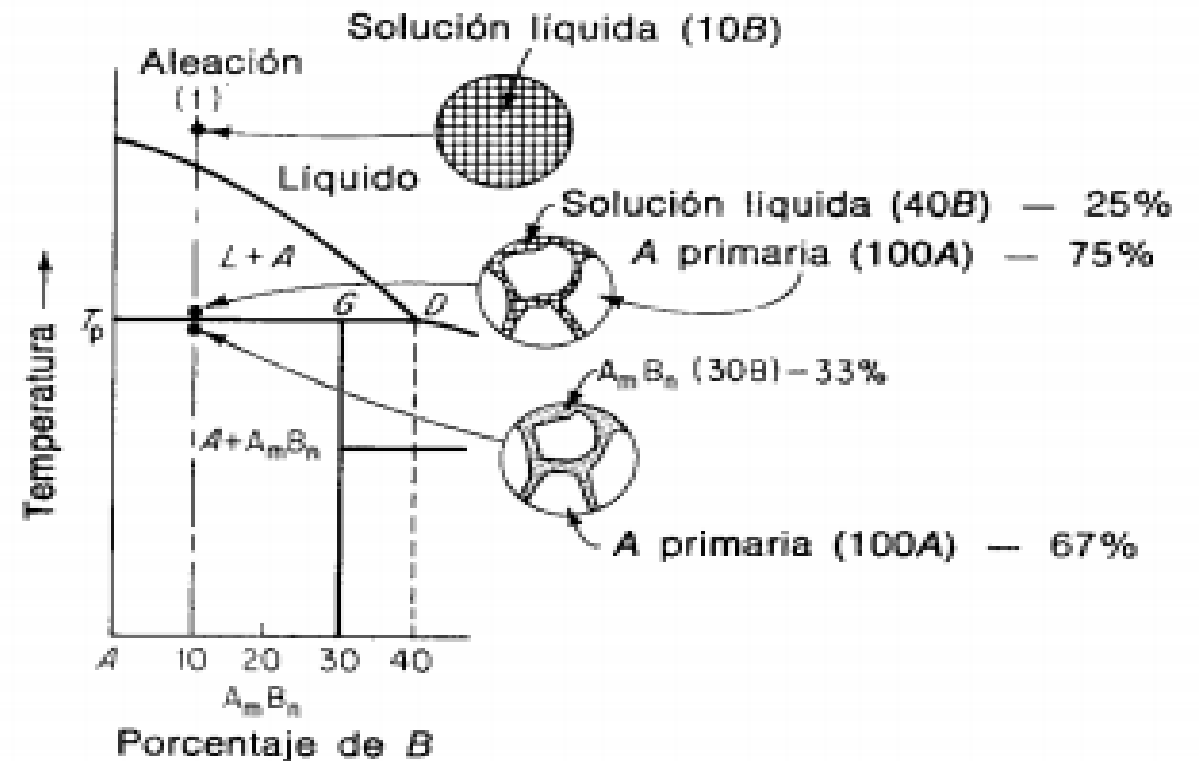
**Fig. 6.38** Diagrama de fase que muestra la formación de una fase intermedia de fusión incongruente por una reacción peritética.



# Enfriamiento de aleaciones



**Fig. 6.42** Curva de enfriamiento y microestructura a varias temperaturas durante el enfriamiento lento de una aleación 65A-35B.

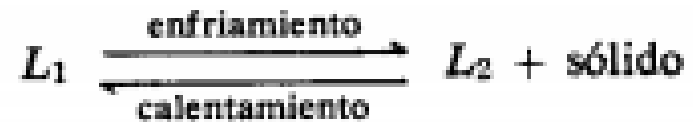


**Fig. 6.41** Enfriamiento lento de una aleación 90A-10B que muestra la microestructura a varias temperaturas.

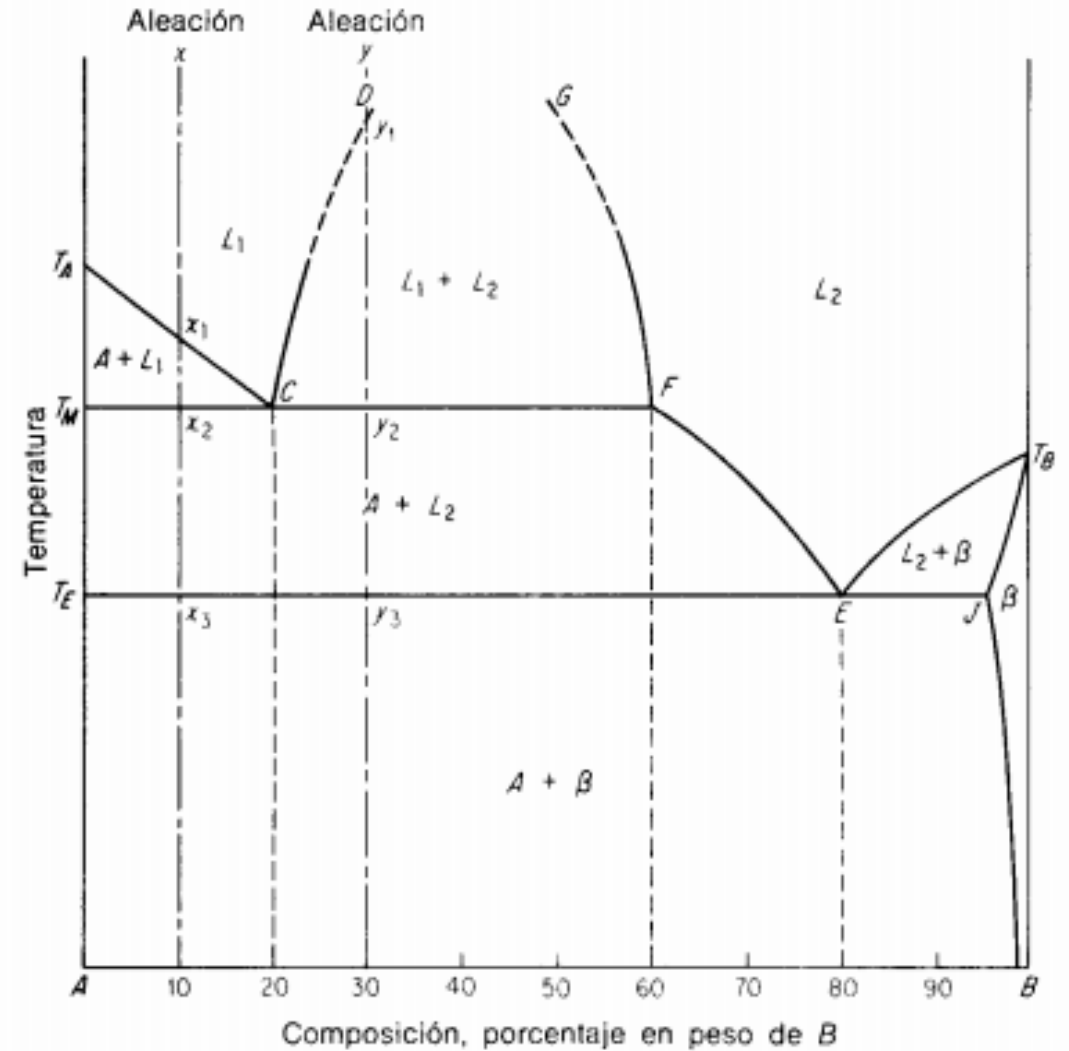
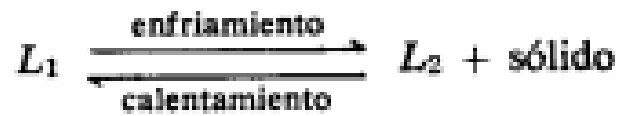
## Tipo VI: Dos líquidos parcialmente solubles en estado líquido, la reacción monotéctica

En todos los casos anteriores se supuso que había solubilidad total en el estado líquido.

Pero es posible que en determinado intervalo de composición se formen soluciones líquidas no solubles entre sí.



## Diagrama con reacción monotéctica



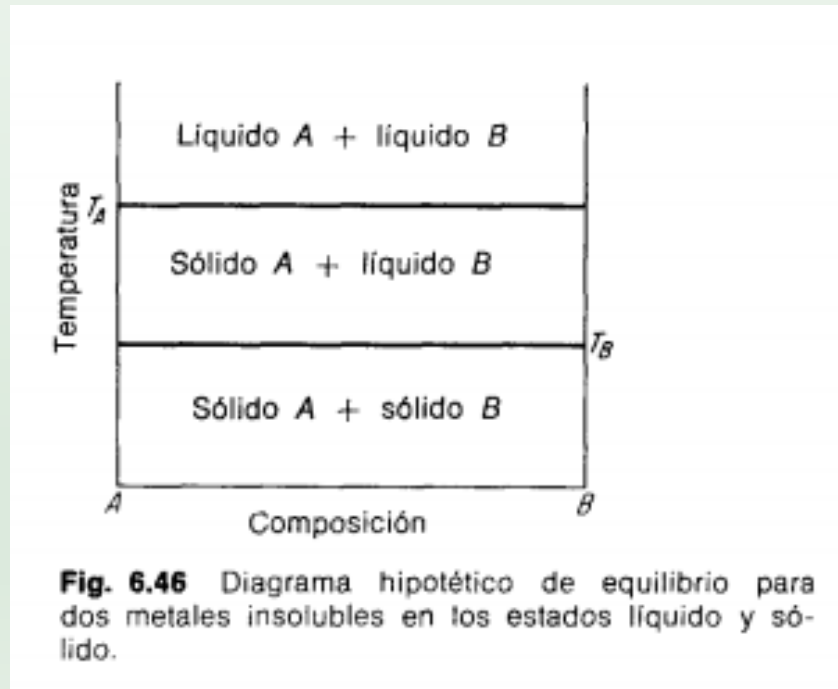
**Fig. 6.44** Diagrama hipotético de equilibrio de dos metales parcialmente solubles en el estado líquido: reacción monotéctica.

## Tipo VII: Dos metales insolubles en estados líquidos y sólidos

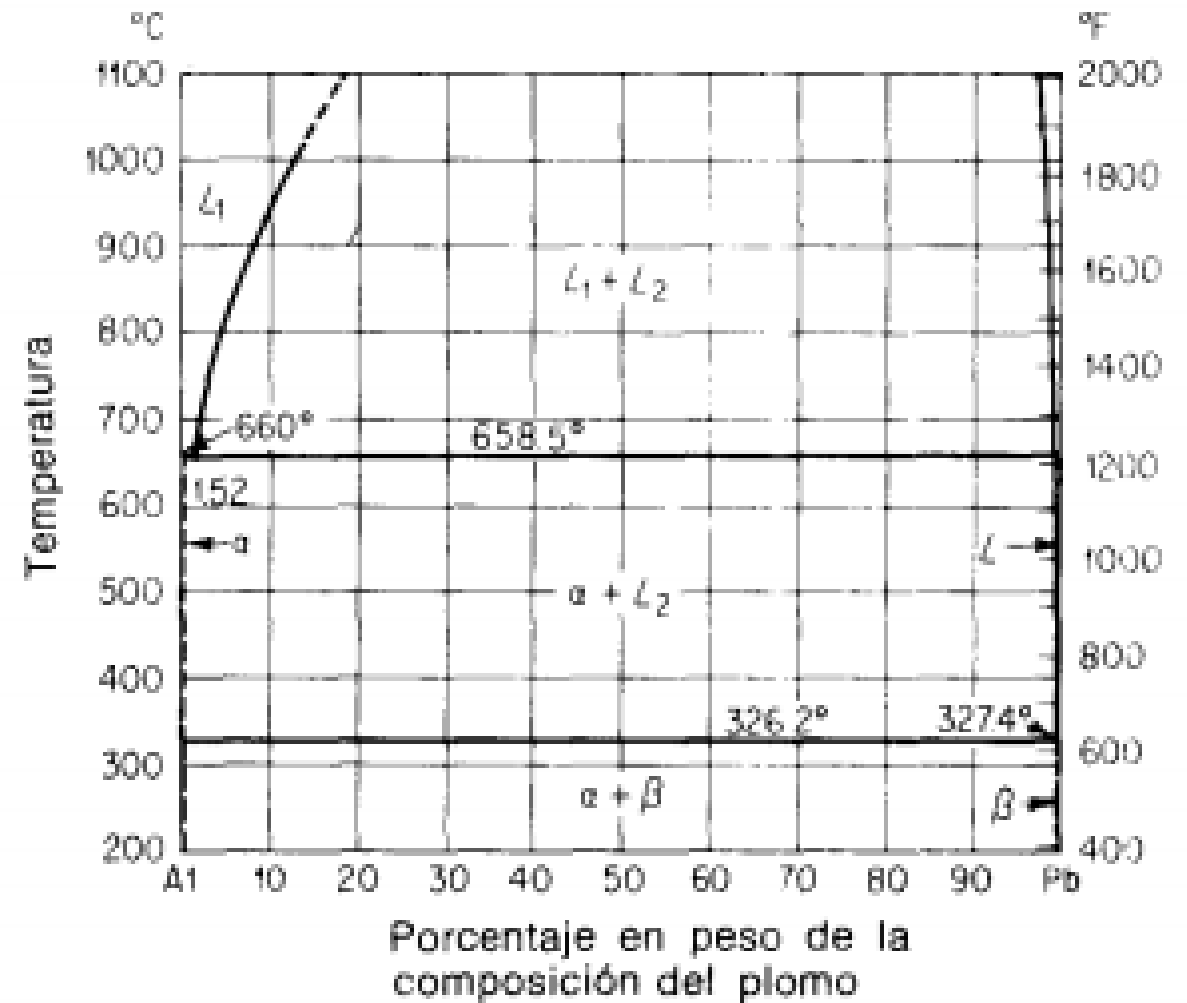
Hay muchas combinaciones de metales que son prácticamente insolubles entre sí.

Primero solidifica el metal con mayor punto de fusión, manteniendo líquido el metal con menor punto de fusión.

Luego solidifica el metal con menor punto de fusión manteniéndose ambos insolubles.



Tipo VII: Dos metales insolubles en estados líquidos y sólidos



**Fig. 6.47** Sistema de aleación aluminio-plomo. (Tomada de la obra "Metals Handbook", ed. de 1948, pág. 1 165, American Society for Metals, Metals Park, Ohio.)

## Transformaciones en estado sólido

Hay diversos cambios de equilibrio y reacciones que tienen lugar en el estado sólido.

A- Cambio alotrópico.

B- Orden-Desorden.

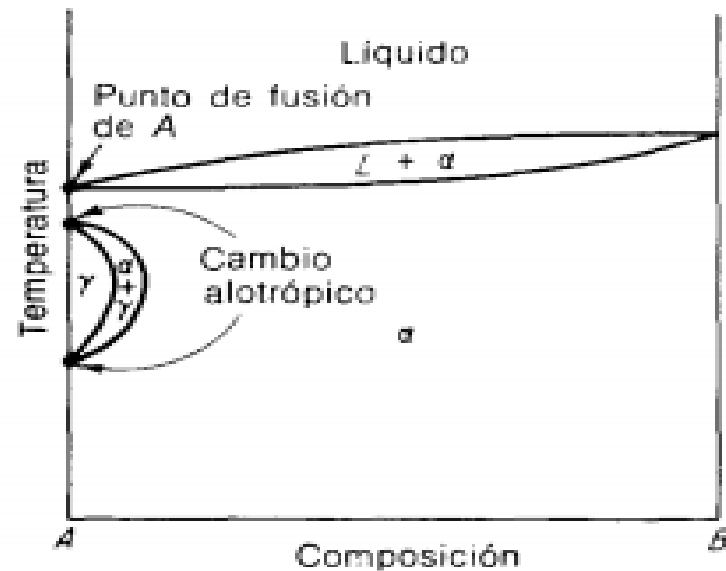
C- La reacción eutectoide.

D- La reacción peritectoide.

# Alotropía

Fenómeno reversible mediante el cual ciertos metales pueden existir en más de tipo de estructura cristalina (dependiendo de la T)

Algunos de los metales que muestran esta propiedad son el: Fe, Ti, Sn, Mg y el Co.

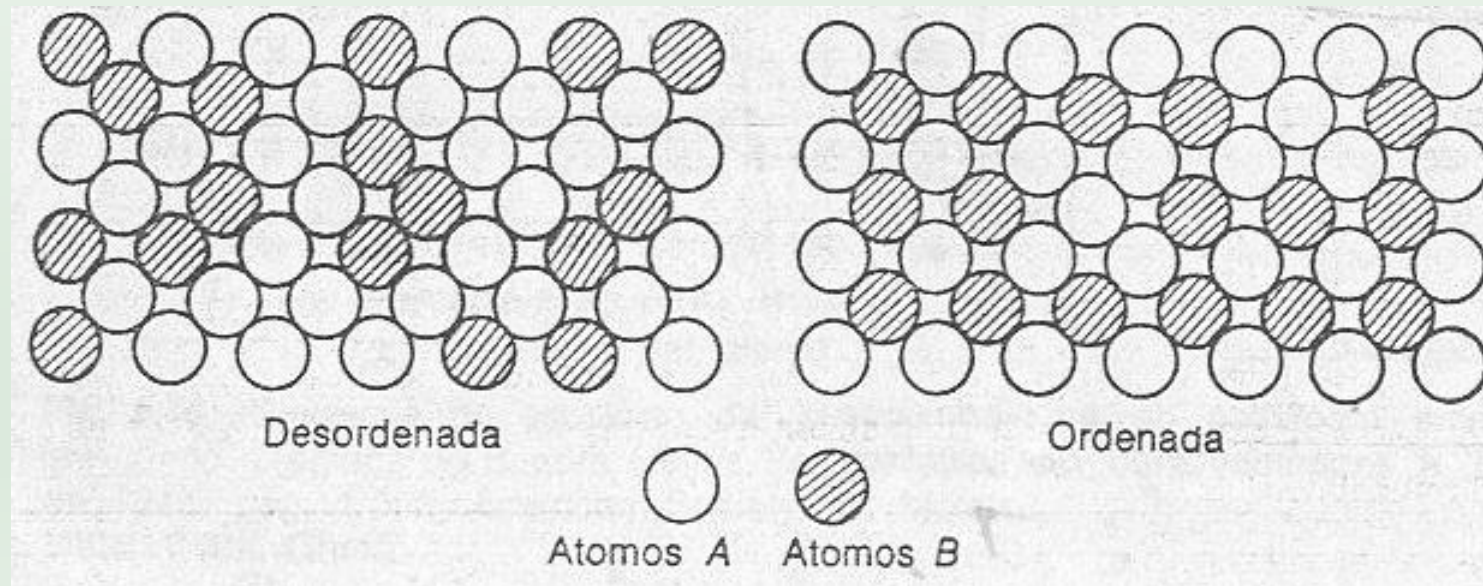


**Fig. 6.49** Diagrama hipotético de equilibrio que muestra al metal A experimentando dos cambios alotrópicos.

## Transformación orden-desorden

Al formarse una solución sólida de tipo sustitucional, los átomos del soluto tienden a estar generalmente ubicados al azar en la estructura cristalina del solvente. Para este caso se dice que la aleación está en una condición de desorden.

Algunas de estas aleaciones si se las enfría en condiciones de equilibrio los átomos del soluto toman posiciones definidas dentro de la red, logrando así una solución sólida ordenada.





## La reacción eutectoide

Esta es una reacción común en el estado sólido.

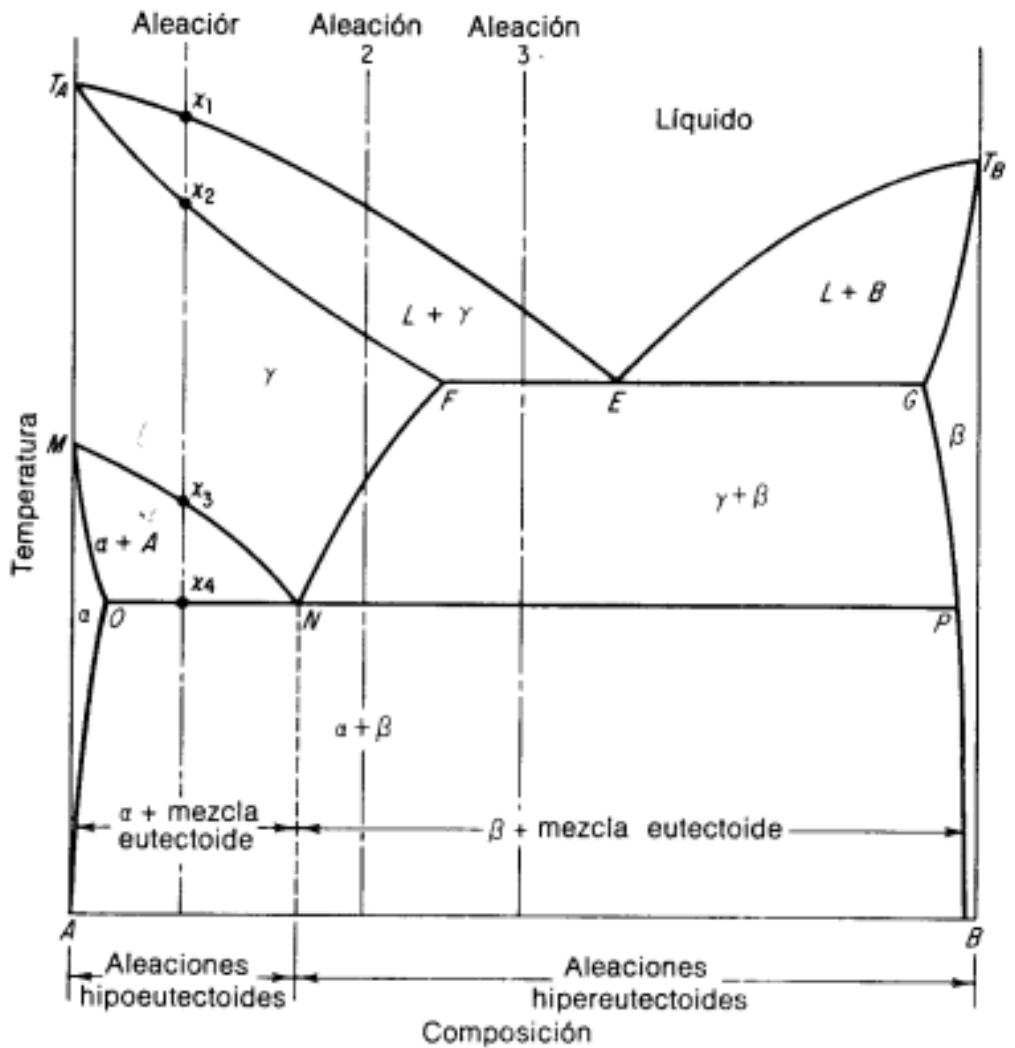
Muy semejante a la reacción eutéctica pero no incluye al líquido.

Es este caso una fase sólida al enfriarse se transforma en dos fases sólidas nuevas.

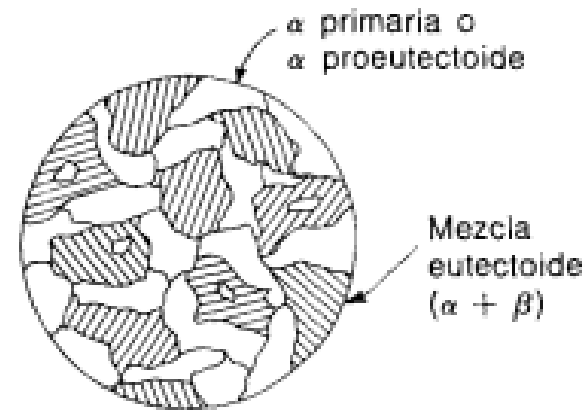
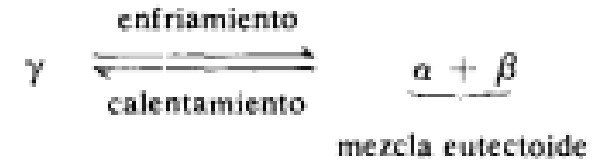
La mezcla eutectoide resultante es extraordinariamente fina como la mezcla eutéctica.



# La reacción eutectoide



**Fig. 6.55** Diagrama de fase que muestra la reacción eutectoide.



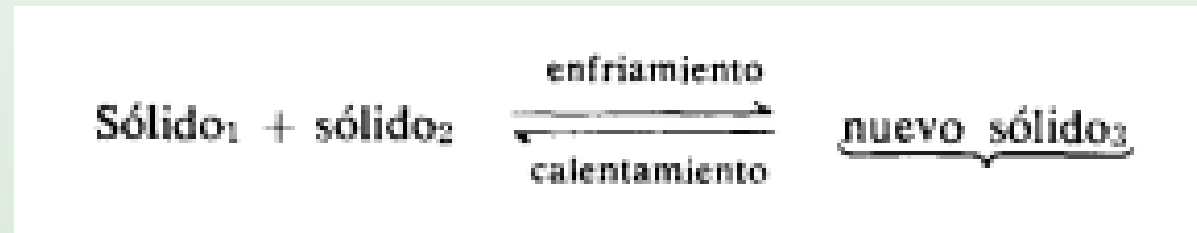
**Fig. 6.56** Microestructura de una aleación hipoeutectoide enfriada lentamente, aleación 1 de la figura 6.55.

## La reacción peritectoide

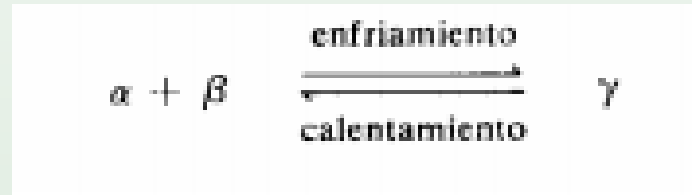
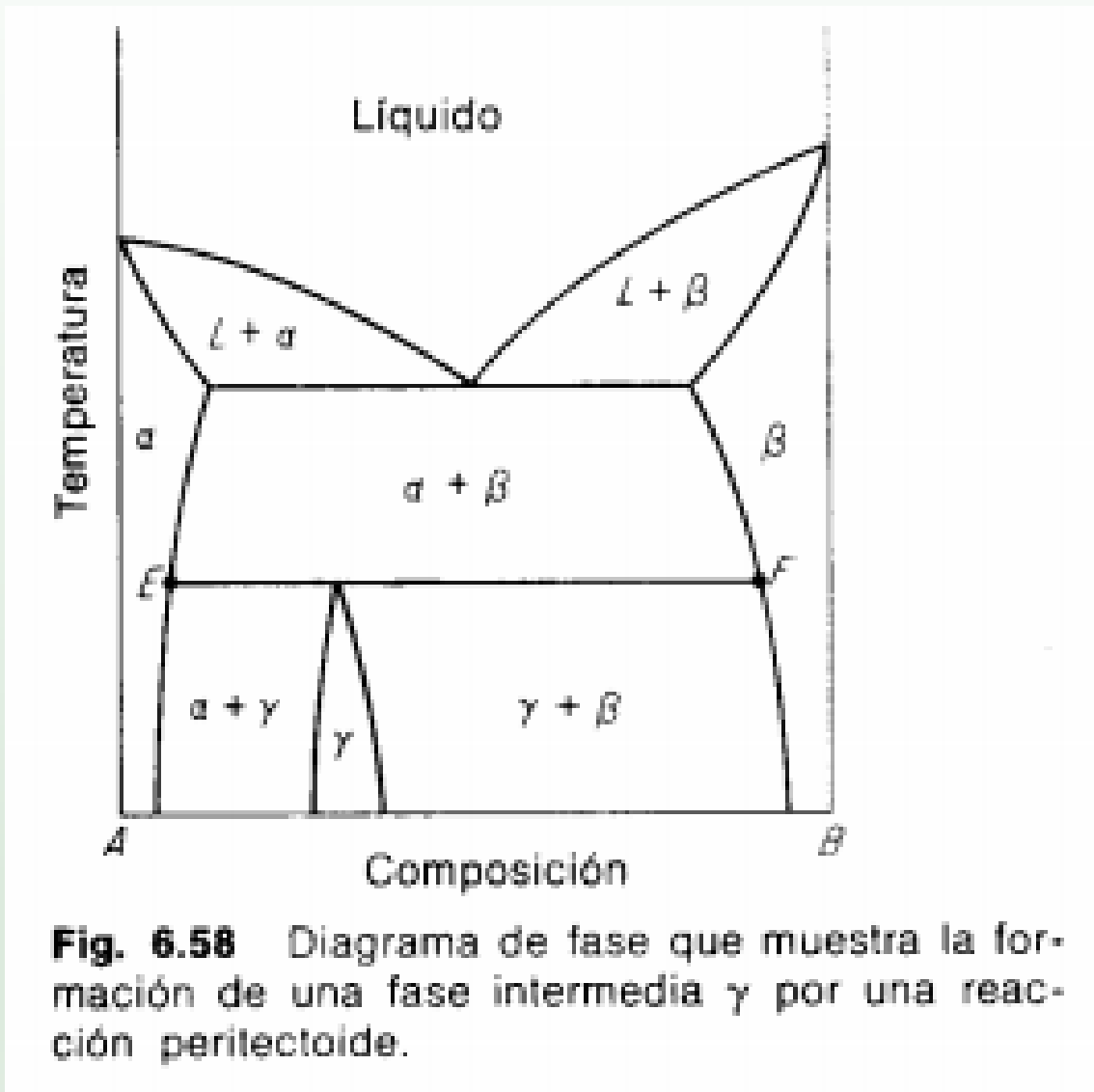
Esta reacción es medianamente común en el estado sólido, apareciendo en muchos sistemas de aleación.

En este caso dos fases sólidas al enfriarse forman una nueva fase sólida.

La nueva fase sólida suele ser una aleación intermedia, pero también puede ser una solución sólida.

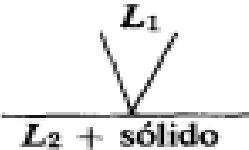
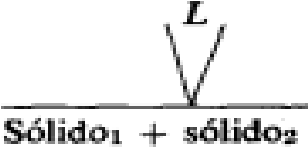




# La reacción peritectoide



# Reacciones en un diagrama de equilibrio

**TABLA 6.4** Reacciones de un diagrama en equilibrio.

NOMBRE DE LA REACCIÓN	ECUACIÓN GENERAL	APARIENCIA DEL DIAGRAMA
Monotéctica	$L_1 \begin{array}{c} \xrightarrow{\text{enfriamiento}} \\ \xleftarrow{\text{calentamiento}} \end{array} L_2 + \text{sólido}$	
Eutéctica	$\text{Líquido} \begin{array}{c} \xrightarrow{\text{enfriamiento}} \\ \xleftarrow{\text{calentamiento}} \end{array} \text{sólido}_1 + \text{sólido}_2$	
Eutectoide	$\text{Sólido}_1 \begin{array}{c} \xrightarrow{\text{enfriamiento}} \\ \xleftarrow{\text{calentamiento}} \end{array} \text{sólido}_2 + \text{sólido}_3$	
Peritéctica	$\text{Líquido} + \text{sólido}_1 \begin{array}{c} \xrightarrow{\text{enfriamiento}} \\ \xleftarrow{\text{calentamiento}} \end{array} \text{nuevo sólido}_2$	
Peritectoide	$\text{Sólido}_1 + \text{sólido}_2 \begin{array}{c} \xrightarrow{\text{enfriamiento}} \\ \xleftarrow{\text{calentamiento}} \end{array} \text{nuevo sólido}_3$	