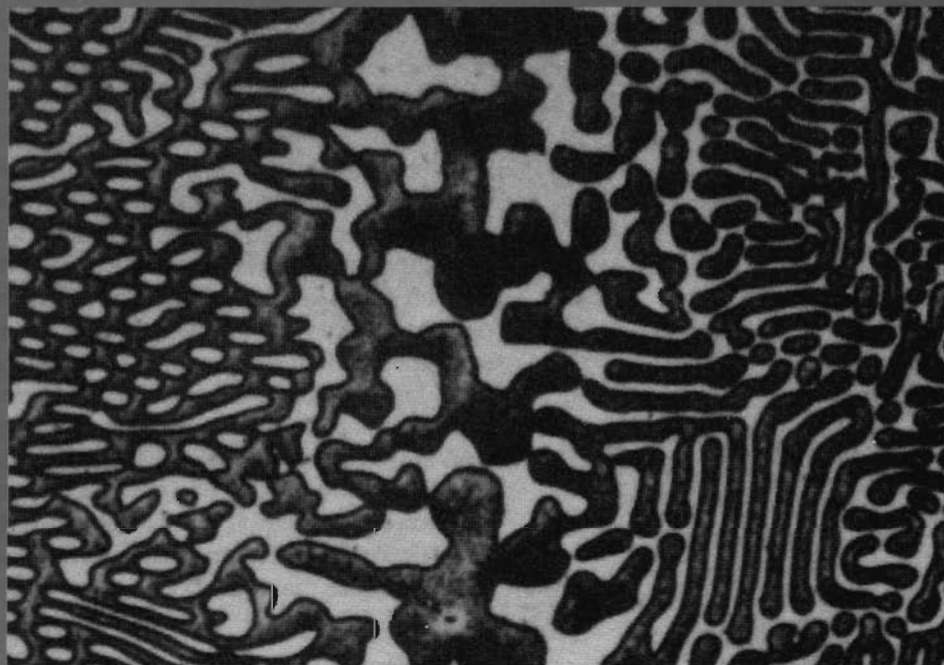


# 9

## DIAGRAMA DE FASES



Fotomicrografía de las intercaras entre una matriz reversible y el eutéctico aluminio-cobre. Aumento desconocido. (Reproducida con permiso de *Metals Handbook*, Vol. 9, 9ª edición, *Metallography and Microstructures*, American Society for Materials, Materials Park, OH, 1985)

## 9.1 INTRODUCCIÓN

El entendimiento de los diagramas de fases de las aleaciones es de capital importancia porque existe una estrecha relación entre microestructura y propiedades mecánicas y porque el desarrollo de la microestructura de una aleación está relacionado con las características de su diagrama de fases. Por otro lado, los diagramas de fases aportan valiosa información sobre la fusión, el moldeo, la cristalización y otros fenómenos.

Este capítulo presenta y trata los siguientes temas: (1) terminología relacionada con diagramas de fases y transformaciones de fase; (2) interpretación de diagramas de fases; (3) algunos diagramas de fases de aleaciones comunes y bifásicas, como el sistema hierro-carbono; y (4) el desarrollo de estructuras de equilibrio, subenfriadas, para varias situaciones.

## DEFINICIONES Y CONCEPTOS FUNDAMENTALES

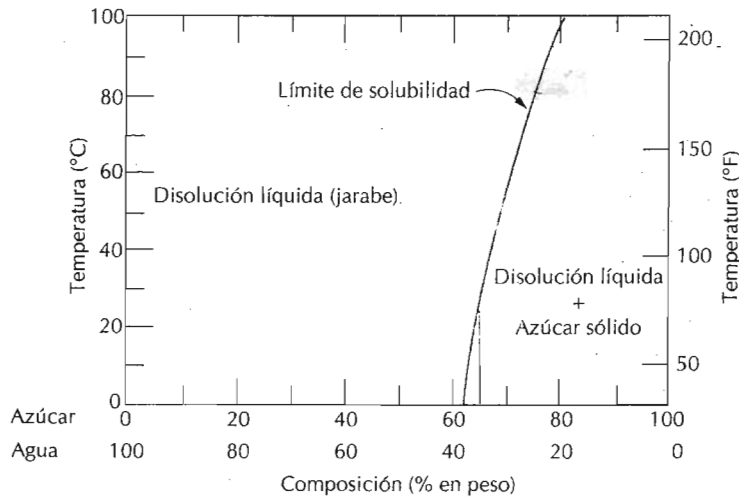
Antes de interpretar y de utilizar los diagramas de fases (o de equilibrio) conviene establecer un conjunto de definiciones y de conceptos fundamentales relacionados con las aleaciones, las fases y el equilibrio. En esta discusión frecuentemente se emplea el término **componente**, que es un metal y/o un compuesto que forma parte de una aleación. Por ejemplo, en un latón cobre-zinc, los componentes son el Cu y el Zn. *Soluto* y *disolvente*, ya definidos en la Sección 4.3, también son términos comunes. **Sistema** es otro término utilizado en este contexto y tiene dos significados. Por un lado, "sistema" se refiere a un cuerpo específico de un material considerado (p.ej., una cuchara de metal fundido), y, por otro lado, se relaciona con una serie de posibles aleaciones consistentes en los mismos componentes, pero sin referirse a las proporciones de los componentes de la aleación (p.ej., el sistema hierro-carbono).

El concepto de disolución sólida se introdujo en la Sección 4.3. Una disolución sólida consiste en átomos de dos tipos diferentes; los átomos del soluto ocupan posiciones sustitucionales o intersticiales en la red del disolvente y se mantiene la estructura cristalina del disolvente.

## 9.2 LÍMITE DE SOLUBILIDAD

En muchas aleaciones, y para alguna temperatura específica, existe una concentración máxima de átomos de soluto que se disuelven en el disolvente para formar una disolución sólida: es el **límite de solubilidad**. La adición de un exceso de soluto a este límite de solubilidad forma otra disolución sólida o compuesto con una composición completamente diferente. El sistema agua-azúcar ( $C_{12}H_{22}O_{11}-H_2O$ ) ilustra este concepto. Al principio, al añadir azúcar, se forma una disolución agua-azúcar o jarabe. Al añadir azúcar, la disolución se concentra hasta que se alcanza el límite de solubilidad, o sea, la disolución se satura de azúcar. Al propio tiempo, la disolución es incapaz de disolver más azúcar y las posteriores adiciones originan simples sedimentaciones en el fondo del recipiente. Ahora el sistema contiene dos fases separadas: la disolución líquida agua-azúcar o jarabe y el sólido cristalino o azúcar sin disolver.

El límite de solubilidad del azúcar en agua depende de la temperatura del agua. En la Figura 9.1 se ha representado gráficamente la temperatura a



**Figura 9.1** La solubilidad del azúcar ( $C_{12}H_{22}O_{11}$ ) en un jarabe de agua azucarada.

lo largo del eje de ordenadas y la composición (porcentaje en peso del azúcar) a lo largo del eje de abscisas. En el eje de la composición, la concentración del azúcar aumenta de izquierda a derecha y el porcentaje de agua aumenta de derecha a izquierda. La suma de las concentraciones de agua y azúcar, para cualquier comparación, es del 100% en peso, puesto que sólo hay dos componentes. El límite de solubilidad está representado por la línea casi vertical de la figura. A la izquierda de la línea, para cualquier composición y temperatura sólo existe una disolución líquida de jarabe. A la derecha de la línea coexisten el jarabe y el azúcar sólido. El límite de solubilidad a una determinada temperatura corresponde a la intersección de la coordenada de la temperatura considerada y la línea del límite de solubilidad. Por ejemplo, a 20°C la solubilidad máxima del azúcar en agua es 65% en peso. Como indica la Figura 9.1, el límite de solubilidad se incrementa con la temperatura.

### 9.3 FASES

El concepto de **fase** es fundamental para comprender los diagramas de equilibrio. Una fase se puede definir como una porción homogénea de un sistema que tiene características físicas y químicas uniformes. Un material puro, un sólido, un líquido, una disolución gaseosa se consideran fases. Por ejemplo, la disolución agua-azúcar discutida anteriormente es una fase y el azúcar sólido es otra fase. Cada una es químicamente diferente (p.ej., tienen distinta composición química): una es azúcar prácticamente puro y la otra una disolución de  $H_2O$  y  $C_{12}H_{22}O_{11}$ . Si en un sistema hay más de una fase, cada una de ellas tiene sus propiedades características y un límite que la separa de otras fases. En este límite aparece un cambio discontinuo y abrupto en las características físicas y/o químicas. Cuando en un sistema hay dos fases, no es necesario que haya diferencias en las propiedades físicas y en las propiedades químicas: es suficiente que la disparidad esté en un solo tipo de estas propiedades. Cuando el agua y el hielo están juntos en un recipiente, existen dos fases separadas; son físicamente distintas (el hielo es sólido y el agua es líquida)

pero químicamente idénticas. Si una sustancia puede existir en dos o más formas (p.ej., que pueda tener tanto la estructura FCC como la BCC) cada una de estas estructuras es una fase separada porque difieren sus propiedades físicas.

A veces un sistema monofásico recibe el nombre de "homogéneo". Los sistemas de dos o más fases se denominan "mezclas" o "sistemas heterogéneos". La mayoría de las aleaciones, las cerámicas, los polímeros y los materiales compuestos son sistemas heterogéneos. Ordinariamente, las fases interactúan de tal modo que la combinación de propiedades de un sistema multifase es diferente de las propiedades de cualquiera de las fases individuales y más atractiva que ellas.

#### 9.4 MICROESTRUCTURA

Frecuentemente, las propiedades físicas y, en particular, el comportamiento mecánico de un material dependen de la microestructura. La microestructura es susceptible de ser observada microscópicamente, utilizando microscopios ópticos y electrónicos; este tema se trató en la Sección 4.9. En las aleaciones metálicas, la microestructura se caracteriza por el número de fases y por la proporción y distribución de esas fases. La microestructura de una aleación depende del número de aleantes, de la concentración de cada uno de ellos y del tratamiento térmico de la aleación (por ejemplo, de la temperatura y del tiempo de calentamiento y de la velocidad de enfriamiento).

El procedimiento de preparación de muestras para la observación microscópica se trató en la Sección 4.9. Después de los apropiados pulido y ataque, las fases se distinguen por su apariencia. Por ejemplo, la fotomicrografía de la página 251 muestra dos fases de la aleación aluminio-cobre: una fase aparece clara y la otra oscura. Cuando sólo existe una fase o disolución sólida, la textura es uniforme excepto los límites de grano revelados (Figura 4.12b).

#### 9.5 EQUILIBRIO DE FASES

**Equilibrio** es otro concepto esencial. Se describe muy bien en términos de una función termodinámica denominada **energía libre**. La energía libre depende de la energía interna de un sistema y también del azar o del desorden de los átomos o moléculas (o entropía). Un sistema está en equilibrio si la energía libre es mínima en condiciones específicas de temperatura, presión y composición. En sentido macroscópico, esto significa que las características del sistema no cambian con el tiempo sino que se mantienen indefinidamente; es decir, el sistema es estable. Un cambio de temperatura, de presión y/o de composición de un sistema en equilibrio conduce a un aumento de la energía libre y a un posible cambio espontáneo a otro estado de menor energía libre.

El término **equilibrio de fases**, muy utilizado en el contexto de esta discusión, se refiere al equilibrio aplicado al sistema de más de una fase. El equilibrio de fases se traduce como una constante, a lo largo del tiempo, de las características del sistema. Un ejemplo para ilustrar este concepto puede ser el del agua con azúcar. Supóngase que un recipiente cerrado contiene la disolución (el jarabe) en contacto con azúcar sólido a 20°C. Si el sistema está

en equilibrio, la composición del jarabe es de un 65% en peso de  $C_{12}H_{22}O_{11}$  y de un 35% en peso de  $H_2O$  (Figura 9.1), y la cantidad y la composición del jarabe y del azúcar sólido permanecen constantes a lo largo del tiempo. Si la temperatura del sistema sube súbitamente a  $100^\circ C$ , el equilibrio desaparece temporalmente, ya que el límite de solubilidad se ha incrementado a 80% en peso de  $C_{12}H_{22}O_{11}$  (Figura 9.1). De este modo el azúcar sólido se disuelve en el jarabe hasta que se alcanza un nuevo equilibrio en la concentración del jarabe a  $100^\circ C$ .

El ejemplo azúcar-jarabe ilustra el concepto de equilibrio de fases utilizando un sistema líquido-sólido. En muchos sistemas metalúrgicos de materiales de interés industrial, el equilibrio de fases sólo implica fases sólidas. En este aspecto el estado del sistema se refleja en las características de la microestructura que no sólo incluye las fases presentes y su composición sino las cantidades relativas de las fases y su distribución o colocación espacial.

La energía libre y los diagramas, como el de la Figura 9.1, aportan información acerca de las características del equilibrio de un sistema particular, pero no indican el tiempo necesario para alcanzar el estado de equilibrio. En muchos casos, especialmente en sistemas sólidos, ocurre que el estado de equilibrio nunca se alcanza completamente, ya que la velocidad para llegar al equilibrio es extremadamente lenta: este estado se denomina de no equilibrio o **metaestable**. Un estado o una microestructura metaestable pueden persistir indefinidamente experimentando sólo imperceptibles cambios a lo largo del tiempo. Frecuentemente, las estructuras metaestables tienen mayor interés práctico que las de equilibrio. Por ejemplo, algunos aceros y aleaciones de aluminio se endurecen desarrollando microestructuras metaestables durante tratamientos térmicos cuidadosamente planificados (Sección 10.5 y 11.7).

Además de conocer los estados de equilibrio y sus microestructuras, es necesario conocer la velocidad con que se alcanza y los factores que influyen en esta velocidad. Este capítulo se destina casi exclusivamente a las estructuras del equilibrio. Los Capítulos 10 y 11 se dedican al tratamiento de las velocidades de reacción y a las estructuras de metaestables.

## DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO DE FASES

La mayor parte de la información sobre el control de la microestructura o estructura de fases de una aleación particular se encuentra recopilada en el llamado **diagrama de fases**, *diagrama de equilibrio* o *diagrama constitucional*. A partir de las transformaciones de fases, de los cambios que ocurren entre fases al modificar la temperatura (generalmente en el subenfriamiento), se originan la mayoría de las microestructuras, lo que implica la transformación de una fase a la otra o la aparición o la desaparición de una fase. La utilidad de los diagramas de equilibrio radica en la posibilidad de la predicción de la transformación y de la microestructura resultante, que pueden estar o no en equilibrio.

Los diagramas de equilibrio de fases representan las relaciones entre la estructura y la composición y las cantidades de fases en equilibrio. Existen distintos diagramas, pero la temperatura y la presión son los parámetros variables de las aleaciones binarias: las que contienen dos componentes. Si hay más de dos componentes el diagrama se complica y su representación es

difícil. El fundamento del control microestructural realizado con los diagramas de fases se ilustra en las aleaciones binarias, aunque la mayoría de las aleaciones contienen, en realidad, más de dos componentes. La presión externa también es un parámetro que influye en la microestructura; sin embargo, en la práctica, la presión permanece constante en la mayoría de las aplicaciones, y los diagramas de fases presentados aquí se han trazado a la presión constante de una atmósfera (1atm).

## 9.6 SISTEMAS ISOMÓRFICOS BINARIOS

El diagrama binario del sistema cobre-níquel (Figura 9.2a) quizás es el de más fácil comprensión e interpretación. En el eje de ordenadas se representa la temperatura, y en el de abscisas la composición en peso (abajo) y el porcentaje atómico (arriba) de la aleación de níquel. La composición varía desde el 0% en peso de Ni (100% de Cu) en el extremo izquierdo horizontal hasta el 100% en peso de Ni (0% de Cu) en el derecho. En el diagrama aparecen tres regiones de fases, o campos, diferentes: un campo alfa ( $\alpha$ ), un campo líquido ( $L$ ) y un campo bifásico  $\alpha + L$ . Cada región o campo se define por la fase o fases existentes en el tramo de temperaturas y composiciones delimitado por las líneas del límite de fases.

El líquido  $L$  es una disolución líquida homogénea compuesta por cobre y níquel. La fase  $\alpha$  es una disolución sólida sustitucional, de átomos de cobre y de níquel, de estructura cristalina FCC. A temperaturas inferiores a 1080°C el cobre y el níquel son mutuamente solubles en estado sólido en

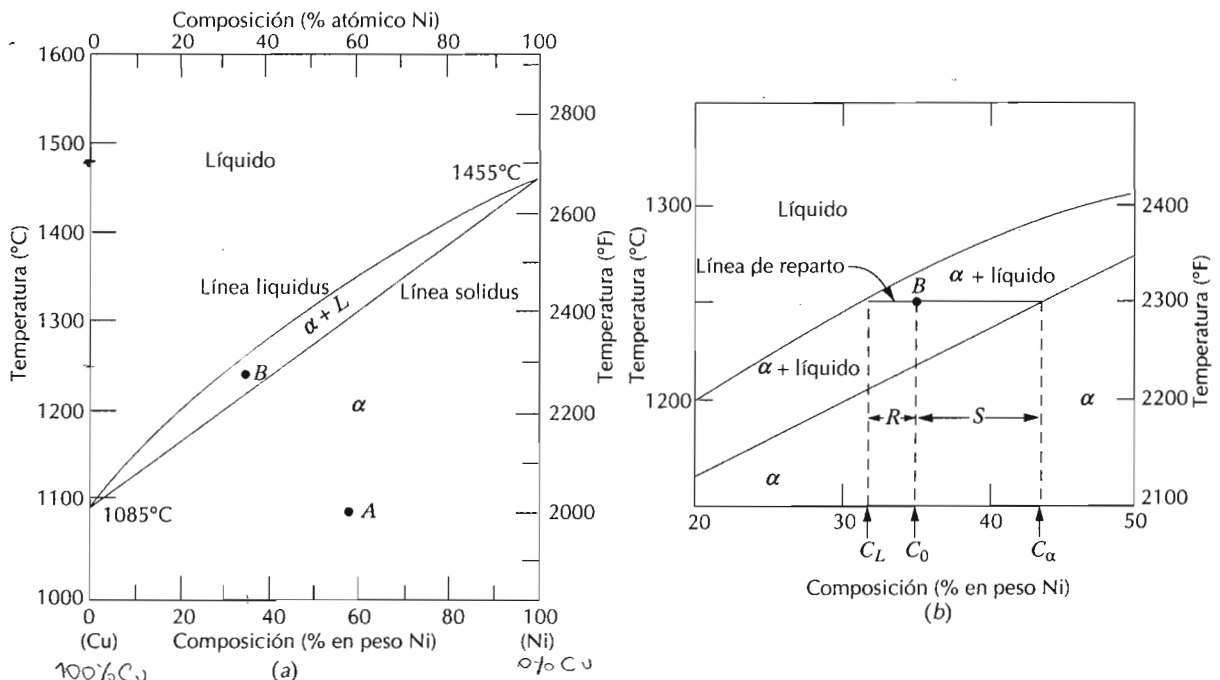


Figura 9.2 (a) Diagrama de fases cobre-níquel. (Adaptado de *Metals Handbook: Metallurgy, Structures and Phase Diagrams*, Vol. 8, 8ª edición, ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, 1973, p. 294.) (b) Una parte del diagrama de fases cobre-níquel, donde se determinan las composiciones y las cantidades relativas de las fases en el punto B.

cualquier composición. Esta solubilidad total se explica porque Cu y Ni tienen la misma estructura cristalina (FCC), radios atómicos y electronegatividades casi idénticos y valencias muy similares, como ya se ha discutido en la Sección 4.3. El sistema cobre-níquel se denomina **isomorfo** debido a las solubilidades totales de los dos componentes en estados sólido y líquido.

Haremos un par de comentarios referentes a la nomenclatura de las aleaciones sólidas y a los límites de fases. En primer lugar, las disoluciones sólidas se suelen designar mediante las primeras letras del alfabeto griego ( $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ , etc.). La línea que separa los campos  $L$  y  $\alpha + L$  se denomina *línea liquidus*, como indica la Figura 9.2a; Cualquier combinación temperatura-composición que se halle por encima de esta línea estará en la fase líquida. La *línea solidus* está localizada entre las regiones  $\alpha$  y  $\alpha + L$ , y por debajo de ella sólo existe la fase  $\alpha$ .

Las líneas solidus y liquidus de la Figura 9.2a intersecan en los dos extremos de la composición y corresponden a las temperaturas de fusión de los componentes puros. Las temperaturas de fusión del cobre y del níquel puros son de 1085°C y 1455°C, respectivamente. El calentamiento del cobre puro significa desplazamiento vertical a lo largo del eje izquierdo de la temperatura. El cobre permanece sólido hasta llegar a la temperatura de fusión. La transformación sólido a líquido tiene lugar a la temperatura de fusión, que permanece constante hasta que termina la transformación.

Para otra composición distinta de la de los componentes puros, ocurre el fenómeno de la fusión en un tramo de temperaturas comprendido entre las líneas solidus y liquidus. En este tramo permanecen en equilibrio las fases sólido y líquido. Por ejemplo, calentando una aleación de 50% en peso de Ni y 50% en peso de Cu (Figura 9.2a), empieza a fundir a unos 1280°C y la proporción de líquido aumenta al incrementar la temperatura hasta llegar a los 1320°C, en que la aleación funde totalmente.

### 9.6.1 Interpretación de los diagramas de fases

Conociendo la composición y la temperatura de equilibrio, los sistemas binarios suministran la siguiente información: (1) las fases presentes, (2) la composición de cada fase y (3) la fracción o porcentaje de cada fase. El procedimiento empleado para realizar estas determinaciones se desarrollará en el sistema cobre-níquel.

**Fases presentes.** Es relativamente fácil averiguar las fases presentes. Se localiza en el diagrama el punto definido por la temperatura y la composición y se identifican las fases presentes en este campo. Por ejemplo, el punto *A* de la Figura 9.2a representa una aleación de 60% en peso de Ni y 40% en peso de cobre a 1100°C; puesto que este punto se encuentra en la región monofásica  $\alpha$ , sólo estará presente la fase  $\alpha$ . Otro ejemplo, una aleación de 35% en peso de Ni y 65% en peso de Cu a 1250°C (punto *B*) consistirá en la fase  $\alpha$  en equilibrio con la fase líquida.

**Determinación de composiciones de fases.** La primera etapa en la determinación de la composición de fases (en términos de la concentración de componentes) consiste en localizar el punto temperatura-composición en el diagrama de fases. Para las regiones mono y bifásicas se utilizan distintos métodos. En el sistema monofásico, el procedimiento es sencillo: la composición de la fase coincide con la composición total de la aleación. Como

ejemplo, considere la aleación de 60% en peso de Ni y 40% en peso de Cu a 1100°C (punto *A* de la Figura 9.2a). En estas condiciones de composición y de temperatura sólo existe la fase  $\alpha$  y la composición es 60% en peso de Ni y 40% Cu.

Una aleación en condiciones de composición y temperatura localizadas en una región bifásica tiene una solución más complicada. En toda región bifásica (y sólo en ella) se pueden imaginar líneas horizontales para cada temperatura, conocidas como **rectas de reparto o isotermas**. Estas líneas se extienden a lo largo de la región bifásica y terminan en un límite de fase en cada extremo. Las concentraciones en equilibrio de las dos fases presentes se calculan de la siguiente manera:

1. Se traza una recta de reparto a través de la región bifásica a la temperatura de la aleación.
2. Se anotan las intersecciones de la recta de reparto con los dos límites de fase de los extremos.
3. A partir de estas intersecciones se trazan perpendiculares hasta cortar el eje horizontal de las composiciones y estas últimas intersecciones corresponden a las composiciones de las fases presentes.

Por ejemplo, para determinar la composición (% en peso de Ni y Cu) de las fases  $\alpha$  y líquido de la aleación 35% Ni-65% Cu a 1250°C localizada en el punto *B* de la Figura 9.2b, y que se encuentra dentro de la región  $\alpha + L$ , se traza la recta de reparto a través de la región  $\alpha + L$ , como indica la citada figura. La perpendicular desde la intersección de la recta de reparto con la línea liquidus se une con el eje de las composiciones en 32% en peso de Ni y 68% en peso de Cu, que es la composición de la fase líquida  $C_L$ . De modo parecido, la recta de reparto interseca con la línea solidus y la perpendicular indica la composición de la fase sólida,  $C_\alpha$ , que es 43% en peso Ni y 57% en peso Cu.

**Determinación de la cantidad de fases.** La cantidad relativa, como fracción o como porcentaje, de las fases presentes en el equilibrio se puede calcular mediante los diagramas de fases. Las situaciones mono y bifásicas se deben tratar, de nuevo, separadamente. La solución es obvia en la región monofásica: ya que sólo existe una fase. Es decir, la fracción es el 1,0 o el porcentaje es del 100%. En el ejemplo de la aleación de 60% en peso Ni y 40% en peso Cu a 1100°C (punto *A* de la Figura 9.2a) sólo existe la fase  $\alpha$  y la aleación es 100%  $\alpha$ .

Si la coordenada composición-temperatura está localizada dentro de la región bifásica, el problema es más complejo. La recta de reparto se debe utilizar conjuntamente con un procedimiento denominado **regla de la palanca** (o la *regla de la palanca inversa*) que se aplica como sigue:

1. A la temperatura de la aleación se traza un segmento de recta de reparto a través de la región bifásica.
2. La composición total de la aleación está localizada en el segmento de recta de reparto.
3. La fracción de una fase se calcula midiendo la longitud del segmento de la recta de reparto desde la composición de la aleación hasta el límite de la otra fase y dividiéndola por la longitud total del segmento de isoterma.
4. La fracción de la otra fase se determina del mismo modo.



5. Si interesan los porcentajes de fases, se multiplican por 100 las fracciones de fase. Si el eje de la composición está expresado en porcentaje en peso, las fracciones de fase calculadas utilizando la regla de la palanca son fracciones de masa (la masa o peso de una fase específica dividido por la masa o peso total de la aleación). La masa de cada fase se calcula a partir del producto de cada fracción de fase por la masa total de la aleación. A veces conviene calcular la fracción de volumen de fase, que se obtiene teniendo en cuenta las densidades de las fases, como indica el Problema Resuelto 9.3.

La longitud del segmento de la recta de reparto utilizado en la regla de la palanca se puede medir directamente mediante una regla, preferentemente graduada en milímetros, o restando los valores de composición, que figuran en el eje de abscisas.

En la aleación 35% en peso Ni y 65% Cu, de la Figura 9.2b, a 1250°C, existen las fases  $\alpha$  y líquido. La dificultad radica en calcular la proporción de ambas. El segmento de recta de reparto se ha trazado para determinar las composiciones de las fases  $\alpha$  y líquido. La composición global de la aleación está localizada en el punto  $C_0$  de este segmento: las fracciones de las masas de las fases presentes están representadas por  $W_L$  y  $W_\alpha$ . La fracción  $W_L$  se calcula mediante la regla de la palanca

$$W_L = \frac{S}{R+S} \quad (9.1a)$$

o restando las composiciones

$$W_L = \frac{C_\alpha - C_0}{C_\alpha - C_L} \quad (9.1b)$$

En una aleación binaria la composición se especifica sólo para un componente. En el ejemplo anterior, el porcentaje en peso de níquel:  $C_0 = 35\%$  en peso Ni,  $C_\alpha = 43\%$  en peso Ni y  $C_L = 32\%$  en peso Ni, y

$$W_L = \frac{43 - 35}{43 - 32} = 0,73$$

De modo parecido para la fase  $\alpha$ ,

$$W_\alpha = \frac{R}{R+S} \quad (9.2a)$$

$$= \frac{C_0 - C_L}{C_\alpha - C_L} \quad (9.2b)$$

$$= \frac{35 - 32}{43 - 32} = 0,27$$

Se obtienen respuestas similares si las composiciones se expresan en porcentaje en peso de cobre.

Es decir, si se conocen la temperatura y la composición y se ha alcanzado el equilibrio, la regla de las fases se emplea para determinar las cantidades relativas o fracciones de fases en las regiones bifásicas de aleaciones binarias.

Es fácil confundir los procedimientos de determinación de composición de las fases y de cantidades relativas de fases presentes. En resumen, la *composición* de las fases se expresa en términos de concentración de los componentes (p.ej., Cu, Ni). En una aleación monofásica, la composición de la fase coincide con la composición total de la aleación. En una aleación bifásica, se debe utilizar el segmento de la recta de reparto. Los extremos de este segmento determinan las composiciones de las respectivas fases. Respecto a las *cantidades relativas de fases* (p.ej., fracción de masa de las fases  $\alpha$  o líquido), en una aleación monofásica la fase equivale a la aleación. En una aleación bifásica se debe utilizar la regla de la palanca, calculando la relación de las longitudes del segmento de recta de reparto.

### PROBLEMA RESUELTO 9.1

Deducir la regla de la palanca.

#### SOLUCIÓN

Considerar el diagrama de fases del cobre-níquel (Figura 9.2b) y la aleación de composición  $C_0$  a  $1250^\circ\text{C}$ , donde  $C_\alpha$ ,  $C_L$ ,  $W_\alpha$  y  $W_L$  representan los parámetros ya citados. Esta deducción se fundamenta en dos expresiones de conservación de la masa. En primer lugar, tratándose de una aleación bifásica, la suma de las fracciones de las fases presentes debe ser la unidad,

$$W_\alpha + W_L = 1 \quad (9.3)$$

En segundo lugar, las masas de los componentes (Cu y Ni) deben coincidir con la masa total de la aleación,

$$W_\alpha C_\alpha + W_L C_L = C_0 \quad (9.4)$$

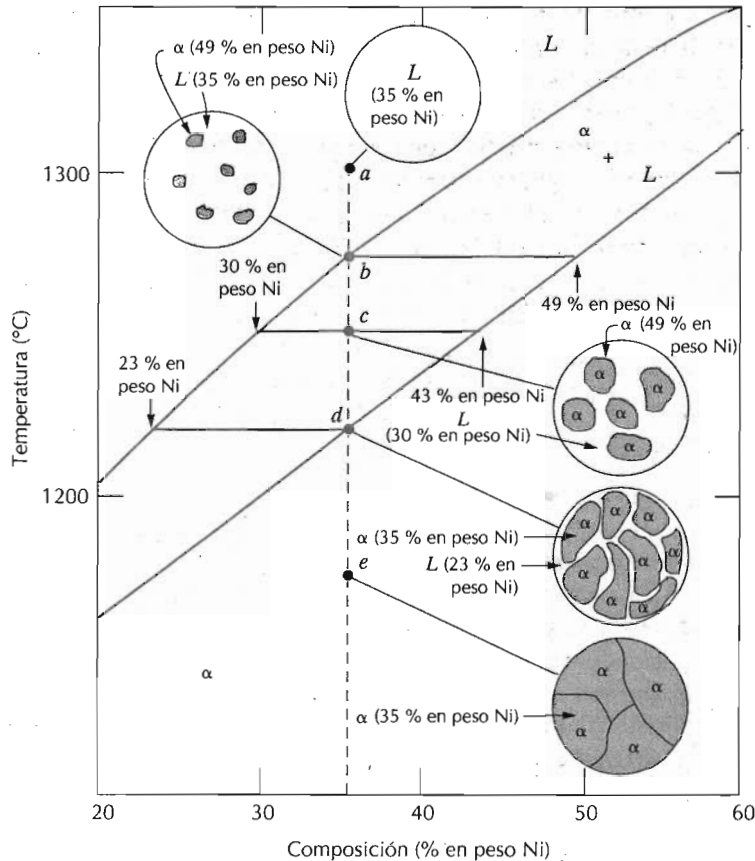
Las soluciones simultáneas de estas dos ecuaciones conducen a la expresión de la regla de la palanca para esta situación particular: Ecuaciones 9.1b y 9.2b.

$$W_L = \frac{C_\alpha - C_0}{C_\alpha - C_L} \quad (9.1b)$$

$$W_\alpha = \frac{C_0 - C_L}{C_\alpha - C_L} \quad (9.2b)$$

### 9.6.2 Desarrollo de microestructuras en aleaciones isomórficas

Es instructivo examinar el desarrollo de microestructuras que ocurre en las aleaciones isomórficas durante la solidificación. En primer lugar se supone un enfriamiento muy lento que mantiene las fases en equilibrio permanentemente y en segundo lugar se suponen condiciones de no equilibrio.



**Figura 9.3** Esquema de la evolución de la microestructura durante la solidificación en equilibrio de una aleación de 35% Ni y 65% Cu.

Se considera una aleación de composición 35% en peso Ni y 65% en peso Cu (Figura 9.2a) enfriada desde 1300°C. Las regiones vecinas de esta composición se indican en la Figura 9.3. La aleación antes citada, a 1300°C, punto *a*, se mantiene totalmente líquida (de composición 35% Ni y 65% Cu) y tiene la microestructura representada por el círculo de la figura. Al empezar el enfriamiento no hay cambios ni en la microestructura ni en la composición hasta alcanzar la línea liquidus (punto *b*, ~ 1270°C). En este punto aparece el primer sólido  $\alpha$  y tiene la composición indicada por el extremo del segmento de la recta de reparto (p.ej., 49% en peso de Ni y 51% Cu). La composición del líquido se aproxima a 35% en peso Ni y 65% Cu, diferente de la del sólido  $\alpha$ . Al continuar el enfriamiento, las composiciones y las cantidades relativas de ambas fases cambian. Las composiciones de las fases líquida y  $\alpha$  siguen las líneas liquidus y solidus, respectivamente. La fracción de fase  $\alpha$  aumenta con el enfriamiento. La composición total de la aleación (35% en peso Ni y 65% Cu) permanece constante durante el enfriamiento, aunque el níquel y el cobre se distribuyen entre las fases.

A 1250°C, en el punto *c* de la Figura 9.3, las composiciones de las fases líquida y  $\alpha$  son 30% Ni-70% Cu y 43% Ni-57% Cu, en peso, respectivamente.

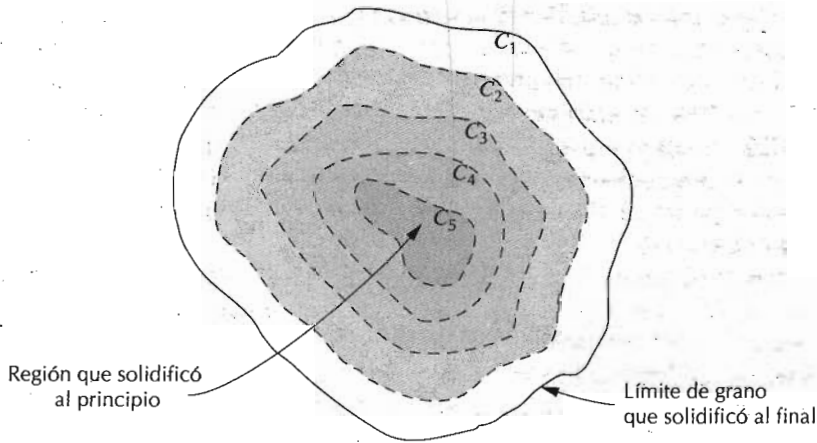
El proceso de solidificación se completa a 1220°C, punto *d*; la composición aproximada del sólido, en peso, es 35% Ni-65% Cu, (la composición total de la aleación) mientras que la de los últimos vestigios de líquido es 23% Ni-77% Cu. Después de cruzar la línea solidus, los vestigios de líquido solidifican y el producto final es una disolución sólida policristalina de fase  $\alpha$  que tiene una composición uniforme, en peso, de 35% Ni-65% Cu, (punto *e* de la Figura 9.3). El posterior enfriamiento no altera ni la microestructura ni la composición.

Las condiciones de solidificación en equilibrio sólo se alcanzan mediante velocidades de enfriamiento extremadamente lentas. Los cambios de temperatura deben permitir el reajuste de modo que la composición de las dos fases en equilibrio coincida con la prevista en el diagrama de fases, como se ha discutido en el párrafo anterior. Estos reajustes se alcanzan mediante procesos de difusión; es decir, difusión mutua de las fases sólida y líquida a través de la intercara sólido-líquido. Teniendo en cuenta que la difusión es un fenómeno que depende del tiempo (Sección 5.3), para mantener el equilibrio durante el enfriamiento se necesita suficiente tiempo en cada temperatura para reajustar a las composiciones apropiadas. Las velocidades de difusión (p.ej., la magnitud de los coeficientes de difusión) son especialmente bajos en fase sólida y, en ambas fases, decrecen al disminuir la temperatura. Las velocidades de enfriamiento, en casi todas las situaciones prácticas de solidificación, son mucho mayores que las velocidades que permiten el ajuste composicional indicado y el mantenimiento de la condición de equilibrio, por lo que resultan microestructuras distintas de las que se han citado.

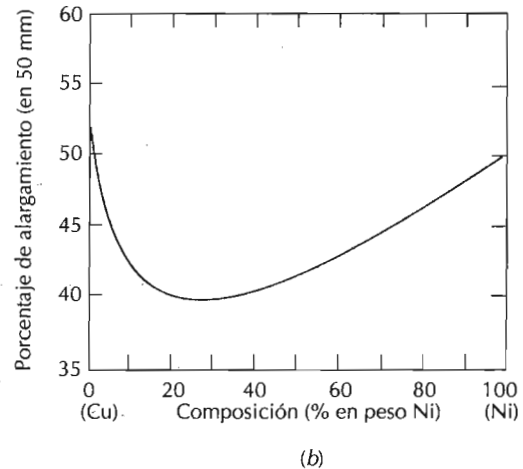
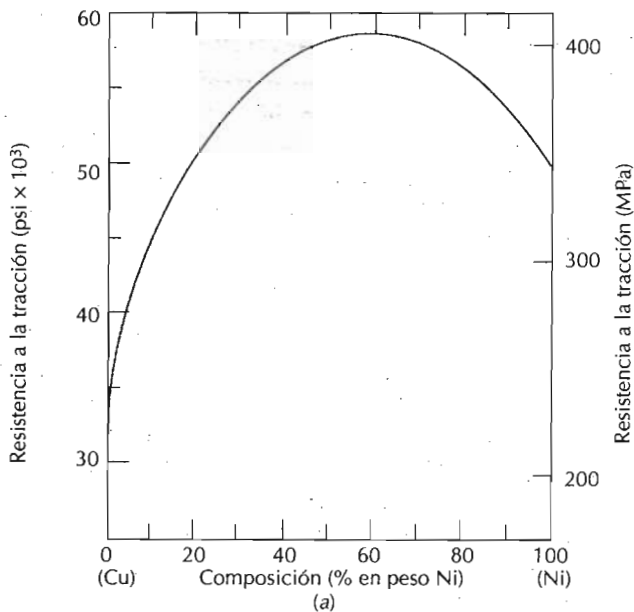
Una importante consecuencia de la solidificación fuera del equilibrio para aleaciones isomorfas es una distribución no uniforme de los dos elementos dentro de los cristales, denominada *segregación*. La región central de cada grano es la primera que ha solidificado y es rica en el elemento de alta temperatura de fusión (p.ej., níquel para el sistema Ni-Cu), mientras que la concentración del elemento de baja temperatura de fusión va aumentando desde el centro al límite del grano. La Figura 9.4 representa esquemáticamente este gradiente de concentración. Esta estructura, que a menudo se denomina "nucleada", da lugar a propiedades inferiores a las óptimas. Si las muestras moldeadas, que tienen una microestructura segregada, se vuelven a calentar, la región del límite de grano funde en primer lugar, ya que es más rica en el elemento de temperatura de fusión menor. Esto suele producir una drástica pérdida de la integridad mecánica debido a la delgada película líquida que separa los granos. Además, esta fusión puede iniciarse a temperatura inferior a la temperatura de equilibrio solidus de la aleación. La segregación se puede eliminar por el tratamiento térmico de homogeneización, que se realiza calentando la aleación de composición conocida a una temperatura inferior al punto solidus. Durante este proceso, la difusión atómica genera granos de composición homogénea.

### 9.6.3 Propiedades mecánicas de aleaciones isomórficas

Las propiedades mecánicas de las aleaciones sólidas isomorfas dependen de la composición, cuando las otras variables estructurales (p.ej., el tamaño de grano) permanecen constantes. A temperaturas y composiciones inferiores al punto de fusión del componente de menor temperatura de fusión, sólo existe una fase sólida. Por lo tanto, cada componente experimentará un en-



**Figura 9.4** Esquema de la segregación en un cristal. En una estructura segregada, se establecen los gradientes de concentración a través de los granos; las líneas discontinuas indican contornos de segregación ( $C_1$ ,  $C_2$ ,  $C_3$ , etc.).



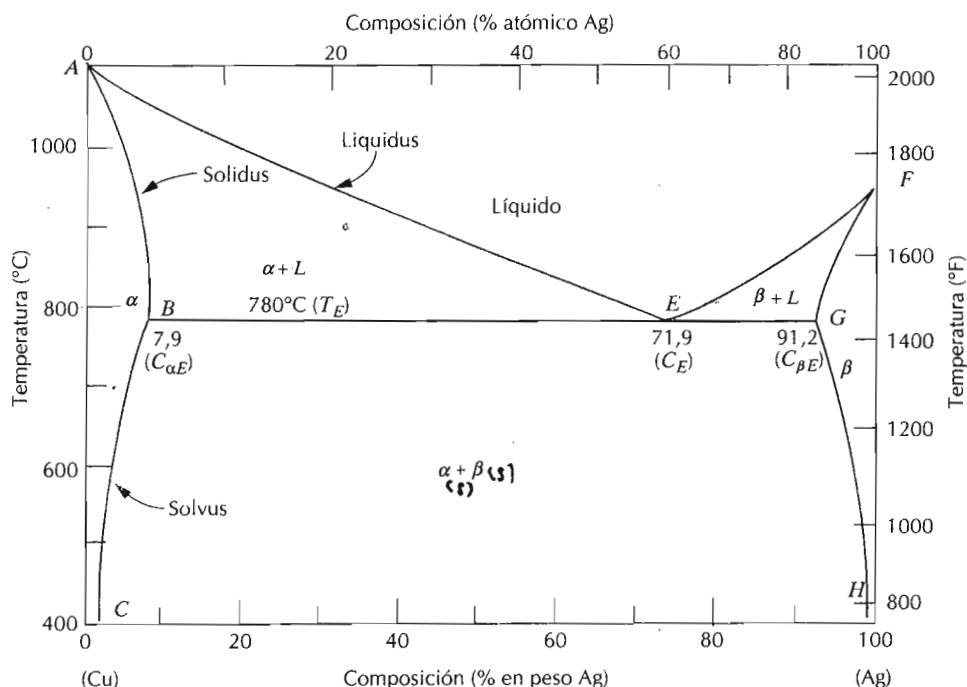
**Figura 9.5** Sistema cobre-níquel, (a) resistencia a la tracción frente a composición y (b) ductilidad (%EL) frente a composición. En todas las composiciones de este sistema existe una disolución sólida.

durecimiento sólido en disolución (Sección 7.9) o incremento de la resistencia y de la dureza por adición de otro componente. Este efecto se demuestra en la Figura 9.5a como resistencia a la tracción frente a la composición para el sistema cobre-níquel a temperatura ambiente; en alguna composición intermedia, la gráfica necesariamente pasa por un máximo. En la Figura 9.5b se ha representado el comportamiento ductilidad (% EL)-composición, que resulta el opuesto a la resistencia a la tracción; es decir, la ductilidad disminuye con la adición de un segundo componente y la curva presenta un mínimo.

## 9.7 SISTEMAS EUTÉCTICOS BINARIOS

Otro tipo de diagrama de fases de aleaciones binarias muy común y relativamente simple es el sistema cobre-plata de la Figura 9.6. Es conocido como diagrama de fases eutéctico binario. Cabe destacar algunas características de este diagrama. En primer lugar aparecen tres regiones monofásicas:  $\alpha$ ,  $\beta$  y líquido. La fase  $\alpha$ , disolución sólida rica en cobre, tiene estructura cristalina FCC y plata como soluto. En la fase  $\beta$ , de estructura también FCC, el cobre actúa de soluto. El cobre y la plata puros se consideran fases  $\alpha$  y  $\beta$ , respectivamente.

La solubilidad de cada una de estas fases sólidas es limitada. A temperaturas inferiores a las líneas  $BEG$ , sólo una cantidad limitada de plata se disuelve en el cobre para formar la fase  $\alpha$  y, de modo similar, sólo una cantidad limitada de cobre se disuelve en plata para constituir la fase  $\beta$ . El límite de solubilidad de la fase  $\alpha$  coincide con la línea  $CBA$  entre las regiones  $\alpha/(\alpha + \beta)$  y  $\alpha/(\alpha + L)$ . Este aumenta con la temperatura hasta un máximo [7,9% en peso Ag a 780°C] en el punto  $B$  y decrece a cero a la temperatura de fusión del cobre puro, en el punto  $A$  (1085°C). A temperaturas inferiores a 780°C, la línea que separa la solubilidad de las regiones  $\alpha$  y  $\alpha + \beta$  se denomina **línea solvus**. El límite  $AB$  entre las regiones de fases  $\alpha$  y  $\alpha + L$  se denomina **línea solidus** (Figura 9.6). En la fase  $\beta$  también existen las líneas solvus y solidus,  $HG$  y  $GF$ , respectivamente. La máxima solubilidad del cobre en fase  $\beta$ , punto  $G$  (8,8% en peso de Cu), tiene lugar a 780°C. La línea horizontal  $BEG$ ,



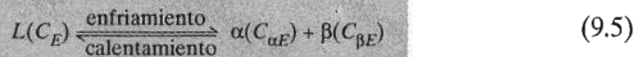
**Figura 9.6** Diagrama de fases cobre-plata. (Adaptado de *Metals Handbook: Metallography, Structures and Phase Diagrams*, Vol.8, 8ª edición. ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, 1973, p. 253.)

paralela al eje de las composiciones, se extiende entre las posiciones de máxima solubilidad y se puede considerar como una línea solidus. Representa la menor temperatura en que una fase líquida puede estar en equilibrio con la aleación cobre-plata.

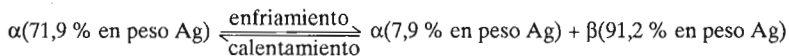
En segundo lugar, también aparecen tres regiones bifásicas en el sistema cobre-plata (Figura 9.6):  $\alpha + L$ ,  $\beta + L$  y  $\alpha + \beta$ . Las fases disoluciones sólidas  $\alpha$  y  $\beta$  coexisten para cualquier composición y temperatura del campo físico  $\alpha + \beta$ . Las fases  $\alpha +$  líquido y  $\beta +$  líquido coexisten en sus respectivas regiones de fases. Las composiciones y las cantidades relativas de las fases se pueden determinar utilizando los segmentos de isoterma y la regla de la palanca, descrita en la sección anterior.

Al agregar plata al cobre, la temperatura de fusión total de la aleación disminuye a lo largo de la línea liquidus  $AE$ ; es decir, la temperatura de fusión del cobre desciende al contener plata. Lo propio se puede decir de la plata: la introducción de cobre disminuye la temperatura de fusión completa a lo largo de la otra línea liquidus  $FE$ . Estas líneas liquidus se unen en el punto  $E$  del diagrama de fases, por donde también pasa la isoterma  $BEG$ . El punto  $E$  se denomina un **punto invariante**, designado por la composición  $C_E$  y la temperatura  $T_E$ . Para el sistema cobre-plata, los valores de  $C_E$  y  $T_E$  son 71,9% Ag y 780°C, respectivamente.

Una aleación de composición  $C_E$  experimenta una importante reacción al cambiar la temperatura a través de  $T_E$ . Esta reacción se puede escribir



Una fase líquida subenfriada se transforma en dos fases sólidas  $\alpha$  y  $\beta$  a la temperatura  $T_E$ ; la reacción opuesta ocurre al calentar. Se denomina **reacción eutéctica** (eutéctico equivale a facilidad de fusión) y  $C_E$  y  $T_E$  representan la composición y la temperatura eutécticas, respectivamente.  $C_{\alpha E}$  y  $C_{\beta E}$  son las composiciones a  $T_E$  de las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , respectivamente. Para el sistema cobre-plata, la Ecuación 9.5 se puede escribir:

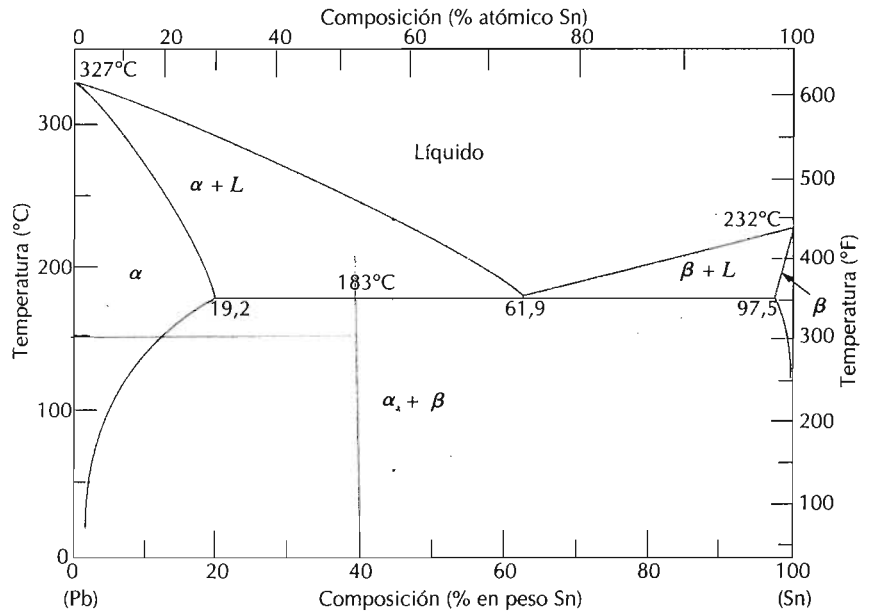


La línea solidus horizontal a  $T_E$  se denomina *isoterma eutéctica*.

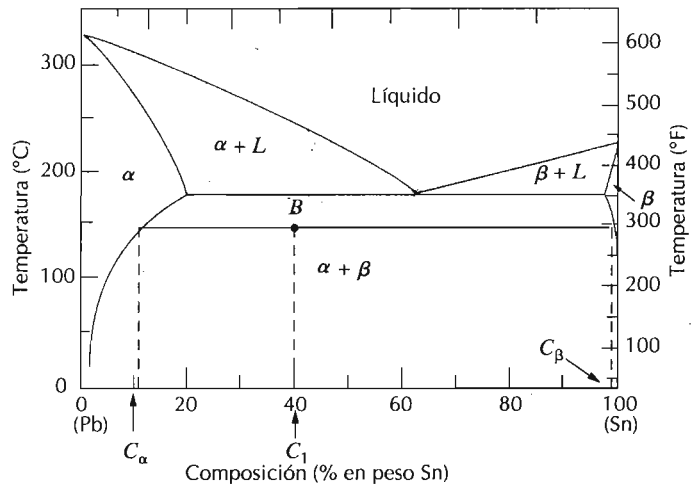
La reacción eutéctica en el subenfriamiento es similar a la de la solidificación de los componentes puros, en que la reacción llega a completarse a temperatura constante (isoterma) a  $T_E$ . La solidificación de un eutéctico resulta siempre un producto bifásico, mientras que la de un componente puro origina una monofase. Los diagramas de fases similares al de la Figura 9.6, con una reacción eutéctica, se denominan diagramas de fases eutécticos. Los componentes que presentan este comportamiento constituyen un sistema eutéctico.

En la construcción de diagramas de fases binarios hay que tener en cuenta que en un campo sólo pueden existir en equilibrio una o a lo sumo dos fases. Esta afirmación continúa siendo válida en los diagramas de las Figuras 9.2a y 9.6. En los sistemas eutécticos pueden estar en equilibrio tres fases ( $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $L$ ), pero sólo en los puntos de la isoterma eutéctica. Otra regla general es

**Figura 9.7** Diagrama de fases plomo-estaño. (Adaptado de *Metals Handbook: Metallography, Structures and Phase Diagrams*, Vol.8, 8ª edición. ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, 1973, p. 330.)



**Figura 9.8** Diagrama de fases plomo-estaño. En los Problemas Resueltos 9.2 y 9.3 se calculan las composiciones de las fases y sus cantidades relativas de una aleación 40%Sn-60%Pb a 150°C (punto B).



que las regiones monofásicas están separadas por regiones bifásicas, donde aparecen dos fases simples separadas. Por ejemplo, el campo  $\alpha + \beta$  está situado entre las regiones monofásicas  $\alpha$  y  $\beta$  de la Figura 9.6.

Otro sistema eutéctico muy conocido es el sistema plomo-estaño, cuyo diagrama de fases (Figura 9.7) tiene una forma parecida a la del diagrama cobre-plata. En el sistema plomo-estaño las fases sólidas también se designan mediante  $\alpha$  y  $\beta$ . En este caso  $\alpha$  representa una disolución sólida de estaño en plomo y en la fase  $\beta$  el estaño es el disolvente y el plomo el soluto. El punto invariante eutéctico está localizado a 61,9% en peso de Sn y 183°C. Las com-



posiciones de máxima solubilidad y las temperaturas de fusión de los componentes son distintas en los sistemas cobre-plata y plomo-estaño.

Para algunas aplicaciones se utilizan aleaciones de composición parecida a la del eutéctico. Un ejemplo es la aleación utilizada para soldar 60-40, que contiene 60% en peso de Sn y 40% en peso de Pb. La Figura 9.7 indica que una aleación de esta composición funde totalmente a 185°C y resulta ser un material especialmente atractivo debido a la facilidad de fusión a baja temperatura.

### PROBLEMA RESUELTO 9.2

Una aleación 40%Sn-60%Pb a 150°C, **(a)** ¿Qué fases presenta? **(b)** ¿Cuáles son las composiciones de cada fase?

#### SOLUCIÓN

**(a)** Localizar el punto temperatura-composición en el diagrama de fases (punto *B* en la Figura 9.8). Puesto que se encuentra dentro de la región  $\alpha + \beta$ , están presentes las fases  $\alpha$  y  $\beta$ .

**(b)** Ya que coexisten dos fases, conviene dibujar una recta de reparto a través del campo ( $\alpha + \beta$ ) a 150°C, como indica la Figura 9.8. La composición de la fase  $\alpha$  corresponde a la intersección de la recta de reparto con el límite de fases solvus  $\alpha(\alpha + \beta)$  hacia el 11%Sn-89%Pb, representado por  $C_\alpha$ . Análogamente para la fase  $\beta$ , que tiene una composición aproximada de 99%Sn-1%Pb ( $C_\beta$ ).

### PROBLEMA RESUELTO 9.3

Para la aleación plomo-estaño del Problema Resuelto 9.2, calcular la cantidad relativa de cada fase presente en términos de **(a)** fracción de masa y **(b)** fracción de volumen. Suponer que las densidades de  $\alpha$  y  $\beta$  son 11,2 y 7,3 g/cm<sup>3</sup>, respectivamente.

#### SOLUCIÓN

**(a)** Ya que se trata de una aleación bifásica, es necesario utilizar la regla de las fases. Si *G* representa la composición global de la aleación, la fracción de masa se puede calcular restando las composiciones de porcentaje en peso de estaño:

$$W_\alpha = \frac{C_\beta - C_1}{C_\beta - C_\alpha} = \frac{99 - 40}{99 - 11} = 0,67$$

$$W_\beta = \frac{C_1 - C_\alpha}{C_\beta - C_\alpha} = \frac{40 - 11}{99 - 11} = 0,33$$

**(b)** Para calcular la fracción de volumen se empieza determinando el volumen de cada fase en alguna masa arbitraria de aleación, utilizando los resultados de la parte (a). Por ejemplo, 100 g de esta aleación están compuestos por 67 g de fase  $\alpha$  y 33 g de  $\beta$ . El volumen de cada fase — $v(\alpha)$  o  $v(\beta)$ — equivale a esta masa dividida por su densidad:

$$v(\alpha) = \frac{67 \text{ g}}{11,2 \text{ g/cm}^3} = 5,98 \text{ cm}^3$$

y

$$v(\beta) = \frac{33 \text{ g}}{7,3 \text{ g/cm}^3} = 4,52 \text{ cm}^3$$

Finalmente, la fracción de volumen de cada fase ( $V_\alpha$  y  $V_\beta$ ) es igual al volumen dividido por el volumen total de la aleación,

$$V_\alpha = \frac{v(\alpha)}{v(\alpha) + v(\beta)} = \frac{5,98 \text{ cm}^3}{5,98 \text{ cm}^3 + 4,52 \text{ cm}^3} = 0,57$$

y

$$V_\beta = \frac{v(\beta)}{v(\alpha) + v(\beta)} = \frac{4,52 \text{ cm}^3}{5,98 \text{ cm}^3 + 4,52 \text{ cm}^3} = 0,43$$

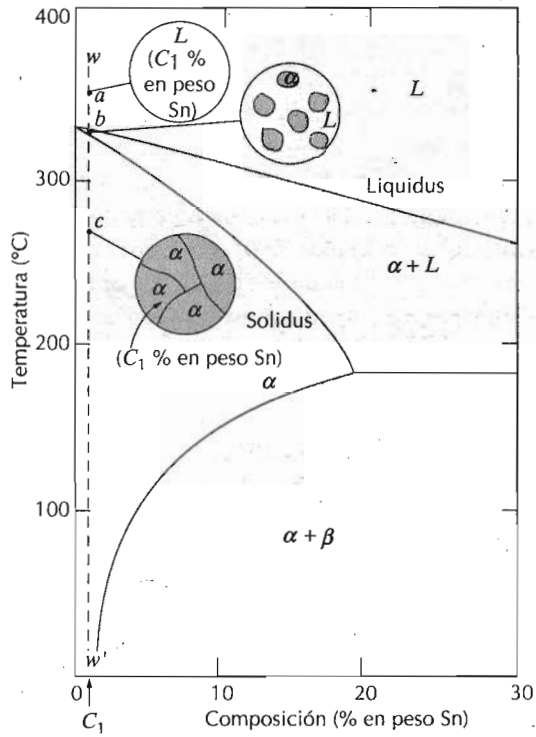
*Nota:* Cuando las densidades de cada fase de una aleación bifásica difieren notablemente entre sí, las fracciones de masa y de volumen pueden llegar a ser muy dispares, como se puede verificar comparando los resultados de las partes (a) y (b).

Las fracciones de volumen de fase son de mayor importancia que las fracciones de masa, ya que se pueden determinar por observación de la microestructura. Además, las propiedades mecánicas de una aleación se pueden estimar en función de las fracciones de volumen de fase.

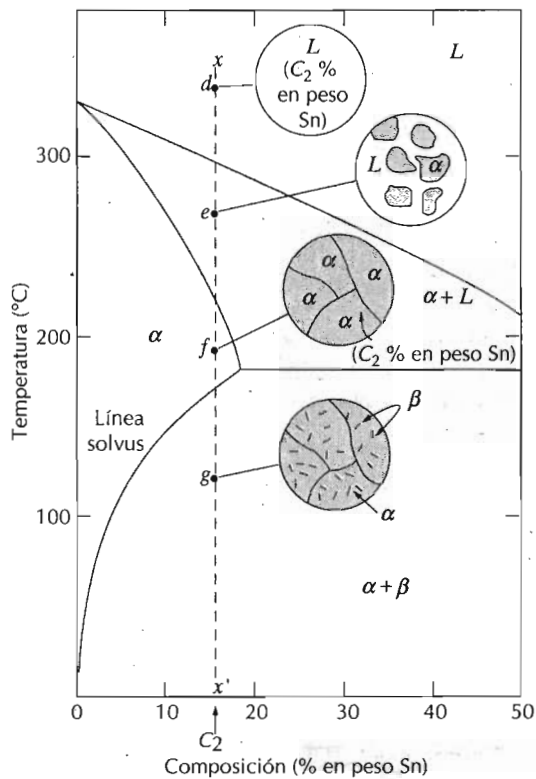
### 9.7.1 Desarrollo de microestructuras en aleaciones eutécticas

Al enfriar lentamente una aleación a partir del sistema binario eutéctico se generan varios tipos diferentes de microestructuras, dependiendo de la composición. Estas posibilidades se consideran en el diagrama plomo-estaño de la Figura 9.7.

El primer caso es para un tramo de composición comprendido entre un componente puro y la máxima solubilidad sólida para este componente a temperatura ambiente (20°C). En el sistema plomo-estaño se refiere a aleaciones ricas en plomo que contienen entre 0 y 2% en peso de Sn en la fase disolución sólida  $\alpha$  y también esencialmente estaño puro, ya que la solubilidad del plomo en estaño (fase  $\beta$ ) es despreciable a temperatura ambiente. Por ejemplo, si se considera la aleación de composición  $C_1$  (Figura 9.9), el enfriamiento lento a partir de la región líquida a unos 350°C equivale a bajar siguiendo la línea vertical  $ww'$  de la figura. La aleación de composición  $C_1$  permanece totalmente líquida hasta cruzar la línea liquidus a unos 330°C, donde empieza a formarse fase  $\alpha$  sólida. Al pasar a través de la región de fases  $\alpha + L$ , la solidificación transcurre como en la aleación cobre-níquel descrita en la sección precedente; esto es, con el enfriamiento continuo se forma más sólido  $\alpha$ . Las composiciones de las fases líquida y sólida son distintas, ya que siguen los límites de fase liquidus y solidus, respectivamente. La solidificación termina cuando la línea  $ww'$  llega a la línea solidus. La aleación resultante es policristalina con composición uniforme  $C_1$  y no experimenta cambios al enfriar hasta temperatura ambiente. La microestructura es la esquematizada en el punto  $c$  de la Figura 9.9.



**Figura 9.9** Representaciones esquemáticas de las microestructuras de una aleación plomo-estaño de composición  $C_1$  enfriada desde la región de la fase líquida.



**Figura 9.10** Representaciones esquemáticas de las microestructuras de una aleación plomo-estaño de composición  $C_2$  enfriada desde la región de la fase líquida.

El segundo caso a considerar es el tramo de composiciones que comprende el límite de solubilidad a temperatura ambiente y la solubilidad sólida máxima a la temperatura del eutéctico. En el sistema plomo-estaño (Figura 9.7), esta composición se extiende desde un 2% en peso de Sn hasta 19,2% en peso de Sn, para una aleación rica en plomo, y desde 97,5% en peso de Sn al estaño prácticamente puro, para una aleación rica en estaño. Al estudiar el enfriamiento de una aleación de composición  $C_2$  y descender por la línea vertical  $xx'$  de la Figura 9.10, antes de la intersección de esta línea con la línea solvus ocurren cambios parecidos al caso anterior, al pasar por las regiones de fases, como indican los esquemas de los puntos  $d$ ,  $e$  y  $f$ . La microestructura del punto  $f$ , encima de la línea solvus, consiste en granos  $\alpha$  de composición  $C_2$ . Cruzando la línea solvus, la solubilidad del sólido  $\alpha$  disminuye y el resultado es la formación de pequeñas partículas de fase  $\beta$ , indicado en el punto  $g$ . Al continuar enfriando crece el tamaño de estas partículas porque la fracción de masa de la fase  $\beta$  aumenta ligeramente al disminuir la temperatura.

El tercer caso implica la solidificación de la composición eutéctica, 61,9% en peso de Sn ( $C_3$  en la Figura 9.11). Una aleación líquida de esta composición se enfría desde 250°C siguiendo la vertical  $yy'$  de la Figura 9.11. Al bajar la temperatura no se aprecian cambios hasta llegar a la temperatura

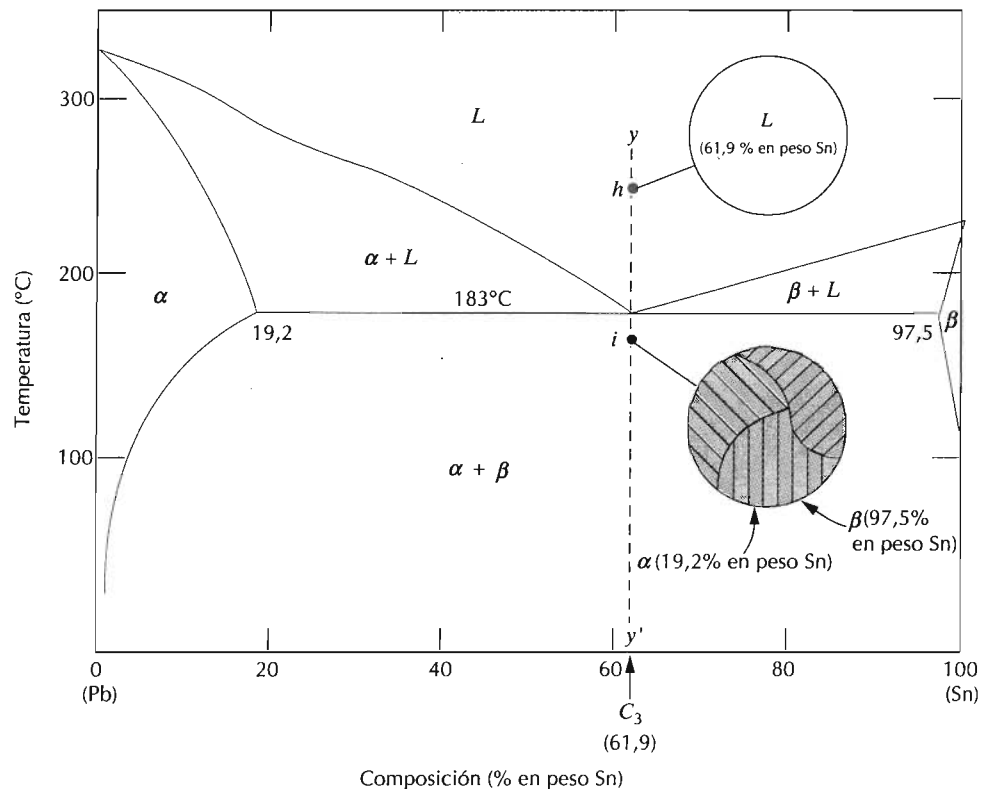
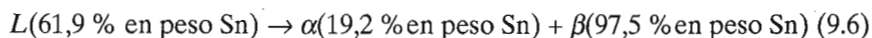


Figura 9.11 Representaciones esquemáticas de las microestructuras de una aleación plomo-estaño de composición eutéctica  $C_3$ , por encima y por debajo de la temperatura eutéctica.



Figura 9.12 Microestructura de la composición eutectoide de una aleación plomo-estaño consistente en capas alternas de fase  $\alpha$  de disolución sólida rica en plomo (capas oscuras) y fase  $\beta$  de disolución sólida rica en estaño (capas claras).  $\times 375$ . (Reproducida con autorización de *Metals Handbook*, Vol.9, 9ª edición, *Metallography and Microstructures*, American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985.)

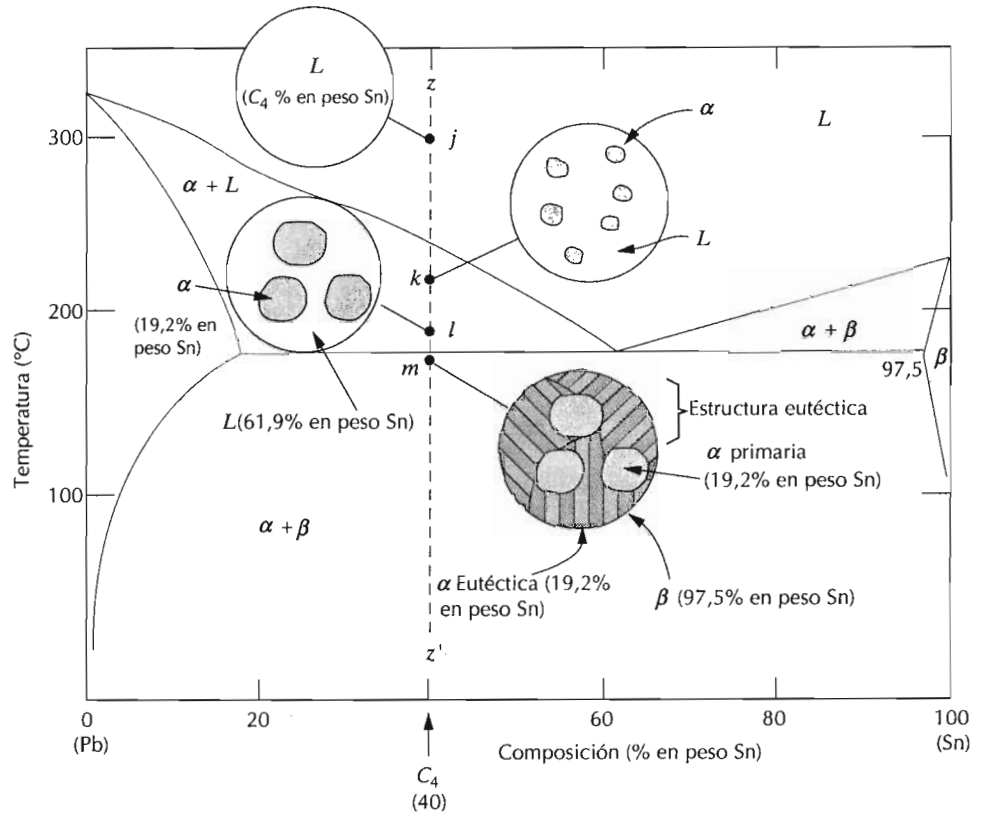
del eutético de  $183^{\circ}\text{C}$ . Al cruzar la isoterma del eutético el líquido se transforma en las fases  $\alpha$  y  $\beta$ . Esta transformación se puede representar por la reacción



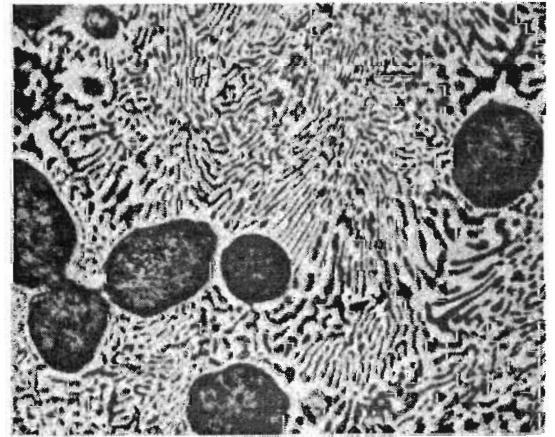
donde  $\alpha$  y  $\beta$  son las composiciones dictadas por los extremos de la isoterma eutética. Durante esta transformación debe producirse una redistribución de los componentes plomo y estaño, ya que las fases  $\alpha$  y  $\beta$  tienen distinta composición y ninguna coincide con la del líquido. Esta composición va acompañada por difusión atómica.

La microestructura resultante consiste en capas alternadas (a veces llamadas láminas) de las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , formadas simultáneamente durante la transformación. Esta microestructura, esquematizada en el punto  $i$  de la Figura 9.11, se llama **estructura eutética** y es característica de esta reacción. Una fotomicrografía de la estructura del eutético plomo-estaño se reproduce en la Figura 9.12. Las fases  $\alpha$  y  $\beta$  aparecen en capas alternas porque esta configuración necesita que la difusión atómica ocurra sólo en distancias relativamente cortas. Por consiguiente, el enfriamiento de la aleación desde justo por debajo de la temperatura eutética hasta temperatura ambiente sólo origina un mínimo de cambios microestructurales.

El cuarto y último caso microestructural para este sistema incluye todas las composiciones excepto la eutética que, al enfriar, cruzan la isoterma eutética. Considérese, por ejemplo, la composición  $C_4$  de la Figura 9.13a, situada a la izquierda del eutético. Al disminuir la temperatura se desciende por la recta  $zz'$  empezando en el punto  $j$ . El desarrollo microestructural entre los puntos  $j$  y  $l$  es similar al del segundo caso, antes de cruzar la isoterma eutética (punto  $l$ ), ya que están presentes las fases  $\alpha$  y líquido y las composiciones aproximadas son 19,2 y 61,9% en peso Sn, respectivamente, como indica la recta de reparto. A temperaturas inferiores, justo por debajo del eutético, la fase líquida, que tiene la composición del eutético, se transforma en la estructura eutética (p.ej., láminas alternas de  $\alpha$  y  $\beta$ ); en la fase  $\alpha$ , formada durante el enfriamiento a través de la región  $\alpha + L$ , ocurren cambios insignificantes. Esta microestructura se esquematiza en el dibujo del punto  $m$  de la Figura 9.13a. La fase  $\alpha$  presente procede de la transformación eutética y del enfriamiento al cruzar la región  $\alpha + L$ . Las fases  $\alpha$  se distinguen denominando  **$\alpha$  eutética** a la que constituye la estructura del eutético



(a)



(b)

**Figura 9.13** (a) Representaciones esquemáticas de microestructuras en equilibrio de la aleación plomo-estaño de composición  $C_4$  enfriada desde la región de fase líquida. (b) Microestructura de una aleación plomo-estaño de composición 50%Sn-50%Pb. Esta microestructura consta de fase  $\alpha$  primaria rica en plomo (regiones oscuras grandes) dentro de una estructura eutéctica laminar consistente en fase  $\beta$  rica en estaño (capas claras) y fase  $\alpha$  rica en plomo (capas oscuras).  $\times 400$ . (Reproducida con autorización de *Metals Handbook*, Vol.9, 9ª edición, *Metallography and Microstructures*, American Society for Materials, Metals Park, OH, 1985.)

y  $\alpha$  **primaria** a la formada antes de llegar a la isoterma eutéctica: ambas están representadas en la Figura 9.13a. La fotomicrografía de la Figura 9.13b muestra la  $\alpha$  primaria y la  $\alpha$  eutéctica de la aleación plomo-estaño.

En relación con la microestructura, a veces conviene utilizar el término **microconstituyente**, esto es, un elemento de la microestructura con una estructura característica e identificable. Por ejemplo, en el punto  $m$  de la gráfica de la Figura 9.13a existen dos microconstituyentes denominados  $\alpha$  primaria y estructura eutéctica. La estructura eutéctica es un microconstituyente, aunque se trata de una mezcla de dos fases, porque tiene una estructura laminar distinta, con una relación fija entre las dos fases.

Se pueden calcular las cantidades relativas de los microconstituyentes  $\alpha$  primario y eutéctico. Ya que el microconstituyente eutéctico siempre se forma a partir del líquido que tiene la composición del eutéctico, se puede considerar que este constituyente posee una composición del 61,9% en peso de Sn. Por lo tanto, se aplica la regla de la palanca utilizando la recta de reparto entre el límite de fase  $\alpha - (\alpha + \beta)$  (19,2% Sn) y la composición del eutéctico. Por ejemplo, al considerar la aleación de composición  $C'_4$  de la Figura 9.14, la fracción del microconstituyente eutéctico  $W_e$  coincide con la fracción del líquido  $W_L$  de partida:

$$W_e = W_L = \frac{P}{P+Q} \quad (9.7)$$

$$= \frac{C'_4 - (19,2)}{61,9 - (19,2)} = \frac{C'_4 - (19,2)}{42,7}$$

Además, la fracción de  $\alpha$  primaria,  $W'_\alpha$ , coincide con la fracción de fase  $\alpha$  existente antes de la transformación eutéctica:

$$W'_\alpha = \frac{Q}{P+Q} \quad (9.8)$$

$$= \frac{61,9 - C'_4}{61,9 - 19,2} = \frac{61,9 - C'_4}{42,7}$$

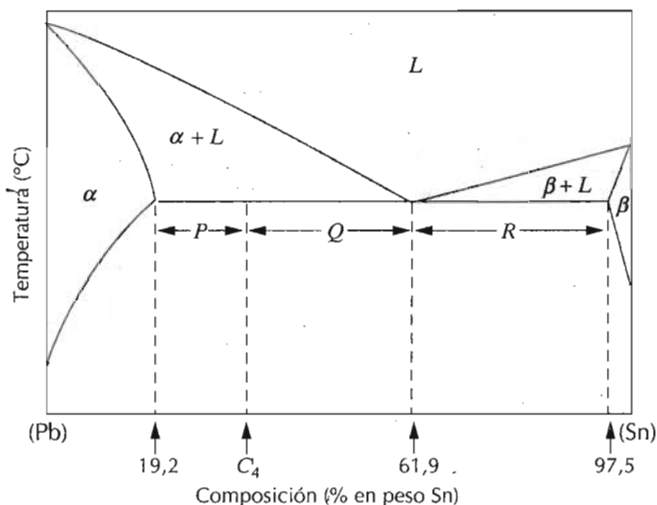


Figura 9.14 Diagrama plomo-estaño utilizado para calcular las cantidades relativas de  $\alpha$  primaria y microconstituyentes eutécticos para una aleación de composición  $C'_4$ .

Las fracciones de  $\alpha$  total,  $W_\alpha$  (eutéctica y primaria) y de  $\beta$  total,  $W_\beta$ , se determinan utilizando la regla de la palanca y la recta de reparto extendida *enteramente a lo largo* del campo  $\alpha + \beta$ . De nuevo, la aleación de composición  $C'_4$ ,

$$\begin{aligned} W_\alpha &= \frac{Q+R}{P+Q+R} \\ &= \frac{97,5 - C'_4}{97,5 - 19,2} = \frac{97,5 - C'_4}{78,3} \end{aligned} \quad (9.9)$$

y

$$\begin{aligned} W_\beta &= \frac{P}{P+Q+R} \\ &= \frac{C'_4 - 19,2}{97,5 - 19,2} = \frac{C'_4 - 19,2}{78,3} \end{aligned} \quad (9.10)$$

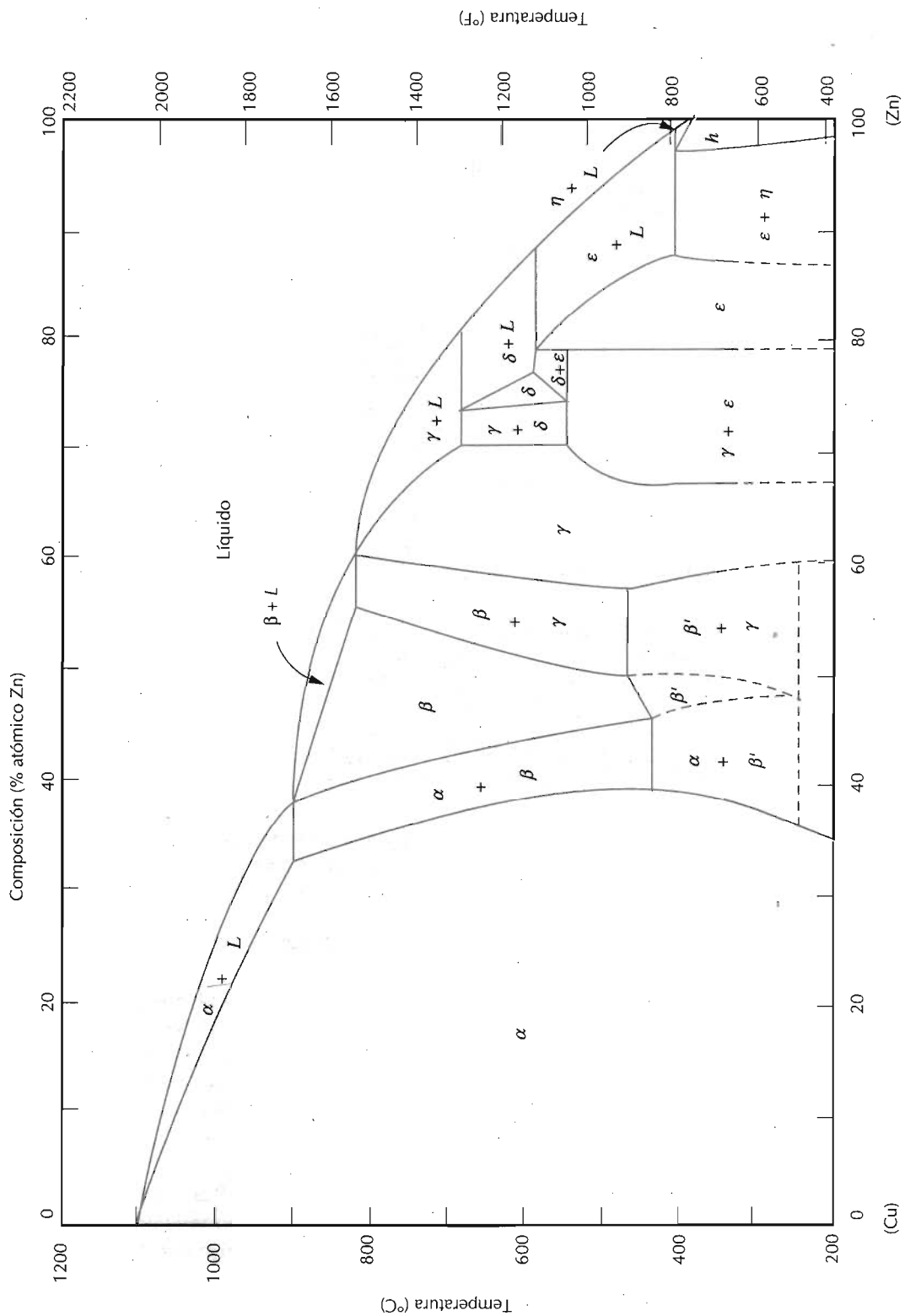
Las aleaciones situadas a la derecha del eutéctico (p.ej., entre 61,9 y 97,5% en peso de Sn) experimentan transformaciones análogas y resultan microestructuras parecidas. Sin embargo, por debajo de la temperatura eutéctica, la microestructura consta de los microconstituyentes eutécticos y  $\beta$  primario porque al enfriar a partir del líquido se cruza el campo  $\beta$  + líquido.

En el caso 4, representado en la Figura 9.13a, cuando no se alcanzan las condiciones de equilibrio al pasar a través de la región  $\alpha$  (o  $\beta$ ) + líquido, la microestructura que aparece después de cruzar la isoterma eutéctica presenta las siguientes singularidades: (1) los granos del microconstituyente primario tienen segregaciones y (2) la fracción del microconstituyente eutéctico formada es mayor que en la condición de equilibrio.

## 9.8 DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO CON FASES O COMPUESTOS INTERMEDIOS

Los diagramas de fases isomorfos y eutécticos discutidos hasta ahora son relativamente simples, pero muchos sistemas de aleaciones binarias son mucho más complejos. Los diagramas de fases eutécticos cobre-plata y plomo-estaño (Figuras 9.6 y 9.7) sólo tienen dos fases sólidas,  $\alpha$  y  $\beta$ , a veces denominadas **disoluciones sólidas terminales**, porque existen en tramos de composiciones próximas a las concentraciones extremas del diagrama de fases. En otros sistemas de aleación, se forman **disoluciones sólidas intermedias** (o *fases intermedias*), además de las de los dos extremos de las composiciones. Este es el caso del sistema cobre-zinc, cuyo diagrama de fases (Figura 9.15) contiene varios puntos invariantes y reacciones similares a la eutéctica, que aún no han sido tratados. En este diagrama existen seis diferentes disoluciones sólidas: dos terminales ( $\alpha$  y  $\eta$ ) y cuatro intermedias ( $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$  y  $\epsilon$ ). La fase  $\beta'$  se denomina disolución sólida ordenada, puesto que los átomos de cobre y de zinc se colocan en posiciones específicas de la celdilla unitaria. Algunos límites de fase se han marcado con líneas de trazos, en el extremo inferior de la Figura 9.15, para indicar que su posición no está exactamente determinada. La razón de esta imprecisión a baja temperatura se debe a que las velocidades de difusión son muy lentas y los tiempos necesarios para alcanzar





**Figura 9.15** Diagrama de fases cobre-zinc. (Adaptado de *Metals Handbook: Metallurgy, Structures and Phase Diagrams*, Vol.8, 8ª edición. ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, 1973, p. 301.)

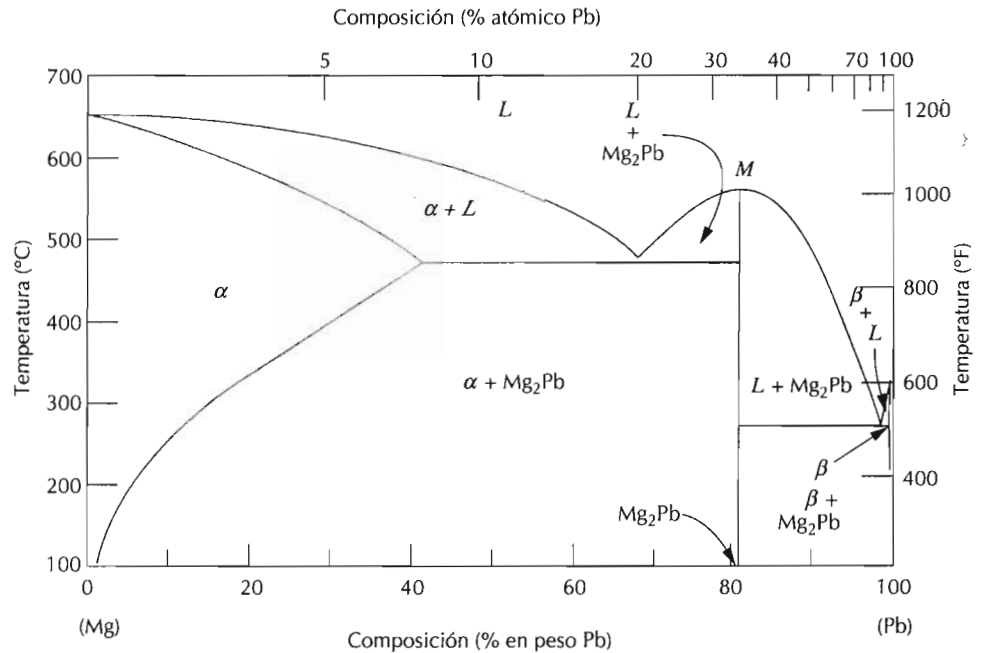


Figura 9.16 Diagrama de fases magnesio-plomo. (Adaptado de *Metals Handbook: Metallography, Structures and Phase Diagrams*, Vol.8, 8ª edición. ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, 1973, p. 315.)

las condiciones de equilibrio, a baja temperatura, son extraordinariamente largos. De nuevo, en el diagrama de equilibrio aparecen regiones mono y bifásicas y se utiliza la regla de la palanca, discutida en la Sección 9.6, para calcular las composiciones y las cantidades relativas de las fases. El latón comercial es una aleación cobre-zinc rica en cobre; por ejemplo, el latón de cartuchería tiene una composición del 70% Cu y 30% Zn y una microestructura  $\alpha$  monofásica.

En los diagramas de fases de algunos sistemas, más que disoluciones sólidas se forman compuestos intermedios discretos, compuestos que tienen distintas fórmulas químicas; en los sistemas metal-metal, se llaman **compuestos intermetálicos**. Por ejemplo, en el sistema magnesio-plomo (Figura 9.16), el compuesto  $Mg_2Pb$  tiene una composición de 19% en peso Mg y 81% en peso Pb (33% atómico Pb) y en el diagrama está representado por una línea vertical, más que por una región de fase de superficie finita; por tanto, el  $Mg_2Pb$  sólo puede existir a esa composición particular.

En el sistema magnesio-plomo destacan otras características. En primer lugar, el compuesto  $Mg_2Pb$  funde a 550°C, como indica el punto M de la Figura 9.16. El intervalo relativamente grande de composiciones de la fase  $\alpha$  indica la buena solubilidad del plomo en magnesio. En segundo lugar, la solubilidad del magnesio en plomo es extremadamente limitada, ya que es evidente la estrechez del campo  $\beta$  de la disolución sólida terminal en la región del diagrama rica en plomo. Finalmente, este diagrama de fases se puede interpretar como la unión de dos diagramas eutécticos simples, el sistema Mg- $Mg_2Pb$  y el sistema  $Mg_2Pb$ -Pb; en ambos, el compuesto  $Mg_2Pb$  se considera

realmente como un componente. La división de diagramas de fases complejos en unidades más pequeñas puede simplificar y facilitar su interpretación.

## 9.9 REACCIONES EUTECTOIDE Y PERITÉCTICA

Algunos sistemas de aleaciones, además del eutéctico, tienen otros puntos invariantes que implican tres fases diferentes. Un ejemplo es el sistema cobre-zinc (Figura 9.15) a 558°C y 75% Zn-25% Cu (en peso). Una porción de este diagrama se ha ampliado en la Figura 9.17. Al enfriar, la disolución sólida  $\delta$  se transforma en dos fases sólidas ( $\gamma$  y  $\epsilon$ ) según la reacción



La reacción inversa ocurre calentando. Esta se denomina **reacción eutectoide**, y el punto invariante (punto *E* de la Figura 9.17) y la línea de reparto horizontal a 558°C se denominan *eutectoide* e *isoterma eutectoide*, respectivamente. El "eutectoide" se distingue del "eutéctico" porque en el primero una fase sólida se transforma en dos fases sólidas, mientras que en el segundo es una fase líquida la que se transforma en dos sólidas a una temperatura determinada. En el sistema hierro-carbono (Sección 9.13) ocurre una reacción eutectoide muy importante para el tratamiento térmico de los aceros.

La **reacción peritética** es otra reacción invariante que implica tres fases en equilibrio. En esta reacción, el calentamiento de una fase sólida la transforma en una fase sólida y en una fase líquida. En el sistema cobre-zinc existe un peritético (punto *P* de la Figura 9.17) a 598°C y 78% Zn-21,4% Cu. La reacción peritética es la siguiente:



La fase sólida estable por debajo de la temperatura peritética puede ser una disolución sólida intermedia (p.ej.,  $\epsilon$  en la reacción 9.12) o una disolución sólida terminal, como el peritético que existe a 97% Zn y 425°C, cuando la fase  $\eta$  se transforma, por calentamiento, en las fases  $\epsilon$  y líquido. En el sistema Cu-Zn hay otros tres peritéticos, cuyas reacciones representan la transformación, por calentamiento, de las disoluciones sólidas intermedias  $\beta$ ,  $\delta$  y  $\gamma$ .

## 9.10 TRANSFORMACIONES DE FASES CONGRUENTES

Las transformaciones de fases transcurren con o sin cambio de composición. Las transformaciones de fases que no alteran la composición se denominan **transformaciones congruentes**. Por el contrario, en una *transformación incongruente* se produce un cambio en la composición. Ejemplos de transformaciones congruentes son las transformaciones alotrópicas (Sección 3.6) y la fusión de materiales puros. Las reacciones eutéctica y eutectoide, así como las fusiones de las aleaciones isomórficas, representan transformaciones incongruentes.

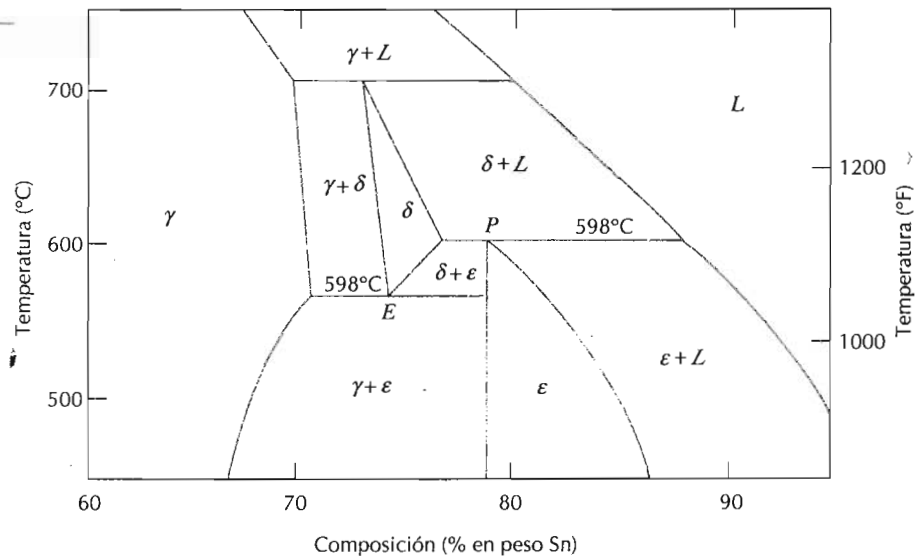


Figura 9.17 Región ampliada del diagrama de fases cobre-zinc para mostrar los puntos eutecticoide y peritético, denominados  $E$  (598°C, 75% Zn) y  $P$  (598°C, 78,6% Zn), respectivamente.

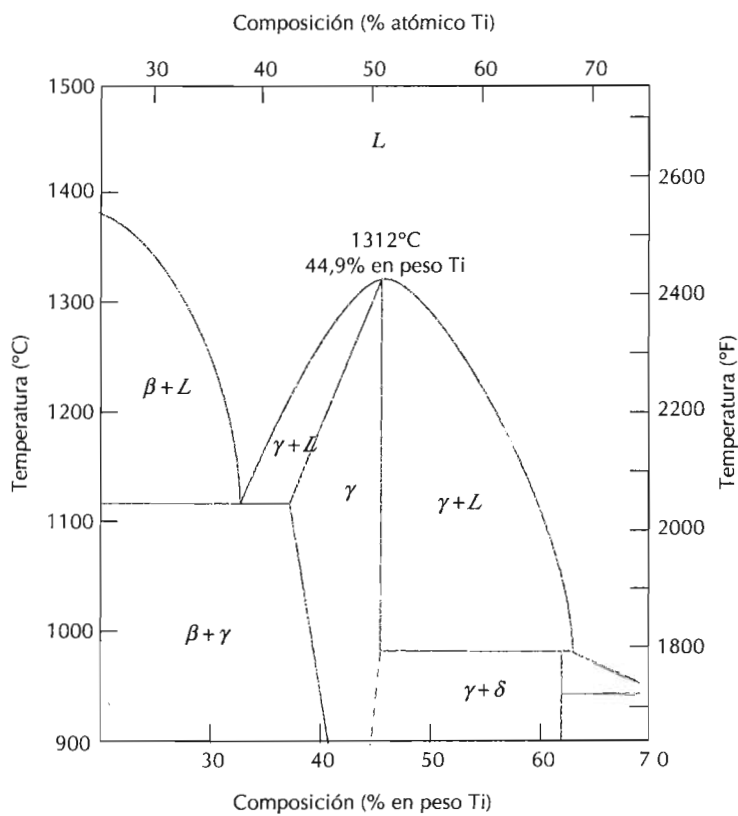


Figura 9.18 Porción del diagrama de fases níquel-titanio, mostrando un punto de fusión congruente para la fase disolución sólida  $\gamma$  a 1312°C y 44,9% en peso Ti. (Adaptado con permiso de *Metals Handbook: Metallography, Structures and Phase Diagrams*, Vol.8, 8ª edición. ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, Materials Park OH, 1973.)

A menudo las fases intermedias se clasifican en base a la congruencia o incongruencia de la fusión. El compuesto intermetálico  $Mg_2Pb$  funde congruentemente en el punto  $M$  del diagrama de fases magnesio-plomo de la Figura 9.16. También en el sistema níquel-titanio, Figura 9.18, hay un punto de fusión congruente de la disolución sólida  $\gamma$  que corresponde al punto de tangencia de las líneas solidus y liquidus, a  $1312^\circ C$  y 44,9% en peso de Ti. Además, la reacción peritética es un ejemplo de fusión incongruente de una fase intermedia.

### 9.11 CERÁMICA Y DIAGRAMAS DE FASES TERNARIOS

Los diagramas de fases no sólo existen en los sistemas metal-metal sino que se han determinado experimentalmente diagramas de fases muy útiles para diseñar y fabricar sistemas cerámicos. Los diagramas de fases cerámicos se discuten en la Sección 13.6.

Se han determinado diagramas de fases para sistemas metálicos o cerámicos con más de dos componentes; sin embargo, su interpretación es bastante compleja. Por ejemplo, un diagrama de fases ternario, o tricomponente, composición-temperatura se debe representar en un modelo tridimensional. Es posible representar este diagrama en dos dimensiones pero con bastante dificultad.

### 9.12 LA REGLA DE LAS FASES DE GIBBS

La construcción de los diagramas de fases y las condiciones del equilibrio de fases están regidos por las leyes termodinámicas. Una de estas leyes es la **regla de las fases de Gibbs**, formulada durante el siglo pasado por el físico J. Willard Gibbs. Esta regla indica el número de fases que coexisten en equilibrio y se expresa mediante la ecuación

$$P + F = C + N \quad (9.13)$$

donde  $P$  es el número de fases presentes (el concepto de fase se ha discutido en la Sección 9.3). El parámetro  $F$  es el *número de grados de libertad* o el número de variables controladas externamente (p.ej., temperatura, presión, composición) que se debe especificar para definir completamente el estado del sistema. En otros términos,  $F$  es el número de variables que se puede cambiar independientemente sin alterar el número de fases que coexisten en el equilibrio. El parámetro  $C$  de la Ecuación 9.13 representa el número de componentes del sistema. Normalmente los componentes son elementos o compuestos estables y, en los diagramas de fases, son los materiales de los dos extremos del eje horizontal de la composición (p.ej.,  $H_2O$  y  $C_{12}H_{22}O_{11}$  y Cu y Ni para los diagramas de fases de las Figuras 9.1 y 9.2a, respectivamente). Finalmente, el parámetro  $N$  de la Ecuación 9.13 es el número de variables no composicionales (p.ej., temperatura y presión).

A continuación demostraremos la regla de las fases aplicándola a un diagrama de fases binario temperatura-composición, en concreto al sistema cobre-plata de la Figura 9.6. Ya que la presión es constante (1 atm), el parámetro  $N$  es 1: la única variable no composicional es la temperatura. La Ecuación 9.13 adquiere la forma

$$P + F = C + 1 \quad (9.14)$$

Además, el número de componentes  $C$  es 2 (Cu y Ag) y

$$P + F = 2 + 1 = 3$$

o

$$F = 3 - P$$

Al considerar un campo monofásico del diagrama de fases (p.ej.,  $\alpha$ ,  $\beta$  y regiones líquidas), ya que sólo existe una fase,  $P = 1$  y

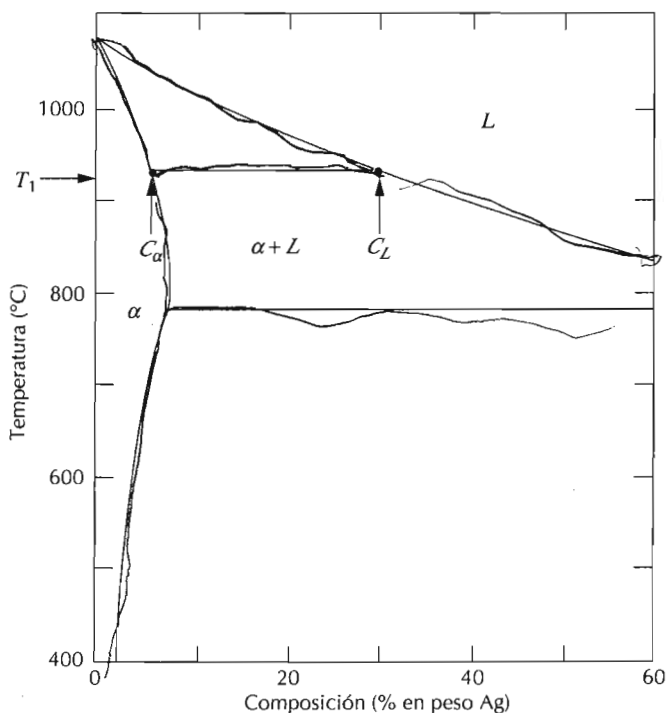
$$\begin{aligned} F &= 3 - P \\ &= 3 - 1 = 2 \end{aligned}$$

Esto significa que para describir completamente las características de una aleación que exista en el campo de una de estas fases se deben especificar dos parámetros: composición y temperatura. Estos parámetros localizan horizontal y verticalmente la aleación en el diagrama de fases.

En las situaciones donde coexisten dos fases, por ejemplo, las regiones de fases  $\alpha + L$ ,  $\beta + L$  y  $\alpha + \beta$  de la Figura 9.6, la regla de las fases estipula que tenemos un solo grado de libertad

$$\begin{aligned} F &= 3 - P \\ &= 3 - 1 = 2 \end{aligned}$$

Es decir, es necesario especificar la temperatura o la composición de una de las fases para definir completamente el sistema. Por ejemplo, si se especifica la temperatura  $T_1$  para la región de fases  $\alpha + L$  de la Figura 9.19, las compo-



**Figura 9.19** Diagrama de fases Cu-Ag con la región en cobre ampliada, donde se aplica la regla de las fases de Gibbs y se demuestra la coexistencia de dos fases (p.ej.,  $\alpha$  y  $L$ ). Se ha dibujado la recta de reparto a la temperatura  $T_1$  y se obtienen las composiciones de las fases en equilibrio ( $C_\alpha$  y  $C_L$ ). Temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ).

siciones de las fases  $\alpha$  y líquida ( $C_\alpha$  y  $C_L$ ) vienen determinadas por los extremos de la recta de reparto trazada a través del campo  $\alpha + L$  a  $T_1$ . Conviene destacar que en este tratamiento sólo indica la naturaleza de las fases y no las cantidades relativas. Esto quiere decir que la composición total de la aleación está situada a lo largo de la línea de reparto trazada a  $T_1$  y entre las composiciones  $C_\alpha$  y  $C_L$  de las fases  $\alpha$  y líquida.

La segunda alternativa en una situación bifásica es estimular la composición de una de las dos fases, para definir completamente el estado del sistema. Por ejemplo, si se especifica  $C_\alpha$  como la composición de la fase  $\alpha$  que no está en equilibrio con el líquido (Figura 9.19), se establecen la temperatura ( $T_1$ ) de la aleación y la composición de las fases líquida ( $C_L$ ), de nuevo la línea de reparto a través del campo  $\alpha + L$  indica la composición  $C_\alpha$ .

En los sistemas binarios con tres fases presentes no hay ningún grado de libertad, ya que

$$\begin{aligned} F &= 3 - P \\ &= 3 - 3 = 0 \end{aligned}$$

Esto significa que las composiciones de las tres fases presentes están definidas, así como la temperatura. Esta condición se encuentra en la isoterma eutéctica de un sistema eutéctico; en el sistema Cu-Ag (Figura 9.6) es el segmento horizontal extendido entre los puntos  $B$  y  $G$ . A la temperatura de 780°C, los puntos en que los campos de las fases  $\alpha$ ,  $L$  y  $\beta$  tocan esta isoterma indican las composiciones de las fases en equilibrio: la composición de la fase  $\alpha$  está fijada a 7,9% en peso de Ag, la fase líquida a 71,9% en peso de Ag y la fase  $\beta$  a 91,2% en peso de Ag. De este modo, las tres fases en equilibrio no están representadas por un campo de fases sino por una única línea isoterma horizontal. Además, las tres fases están en equilibrio en un tramo de composiciones trazado a lo largo de la isoterma eutéctica. Por ejemplo, para el sistema Cu-Ag a 780°C, la composición está comprendida entre 7,9 y 91,2% en peso de Ag.

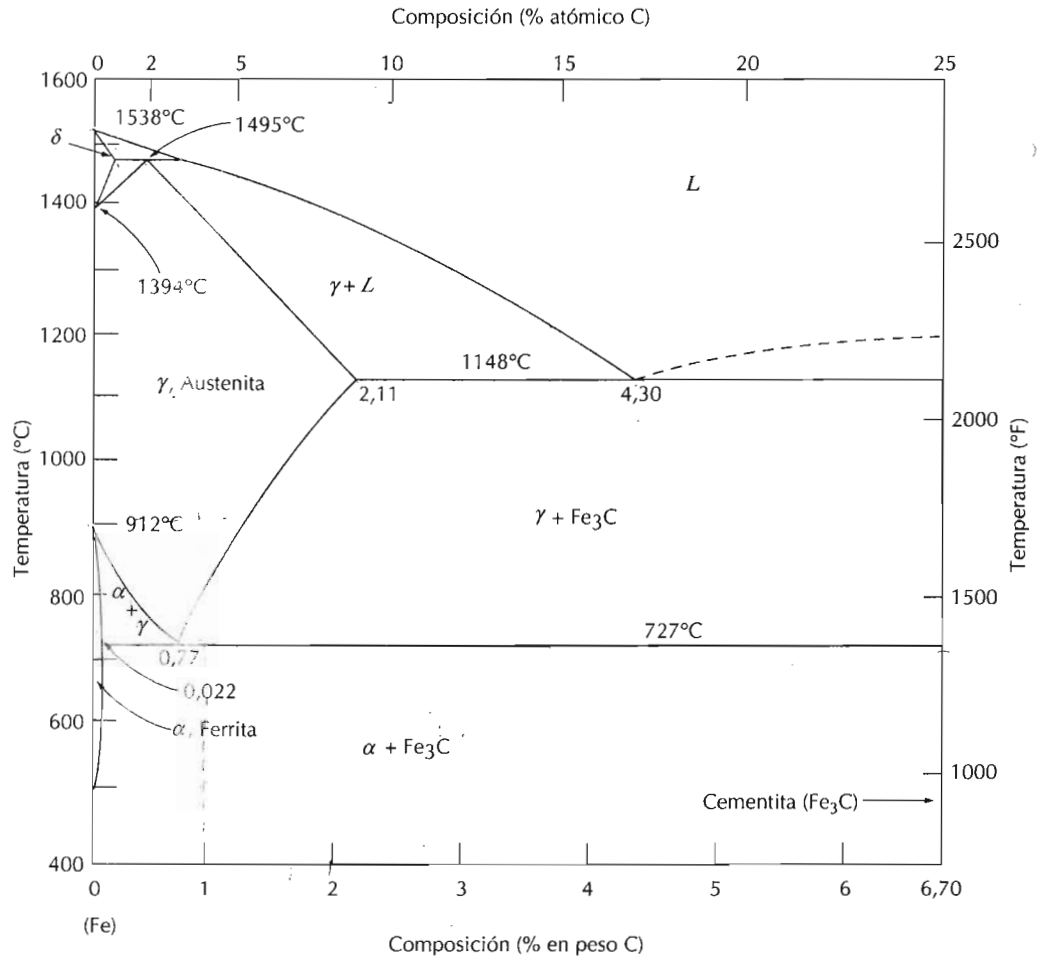
La regla de las fases de Gibbs se utiliza, también, para analizar condiciones de no equilibrio. Por ejemplo, una aleación binaria que presenta en un tramo de temperaturas tres fases, estas no están en equilibrio. Las tres fases sólo pueden estar en equilibrio a una temperatura determinada.

## EL SISTEMA HIERRO-CARBONO

El sistema de aleaciones binario más importante es el hierro-carbono. Los aceros y las fundiciones, esto es, los materiales estructurales primarios en todas las culturas tecnológicamente avanzadas, son esencialmente aleaciones hierro-carbono. Esta sección se dedica a estudiar el diagrama de fases de este sistema y al desarrollo de las posibles microestructuras. Los Capítulos 10 y 11 tratan de las relaciones entre tratamiento térmico, microestructura y propiedades mecánicas.

### 9.13 DIAGRAMA DE FASES HIERRO-CARBURO DE HIERRO (Fe-Fe<sub>3</sub>C)

La Figura 9.20 representa una parte del diagrama de fases hierro-carbono. El hierro puro, al calentarse, experimenta dos cambios de la estructura cris-

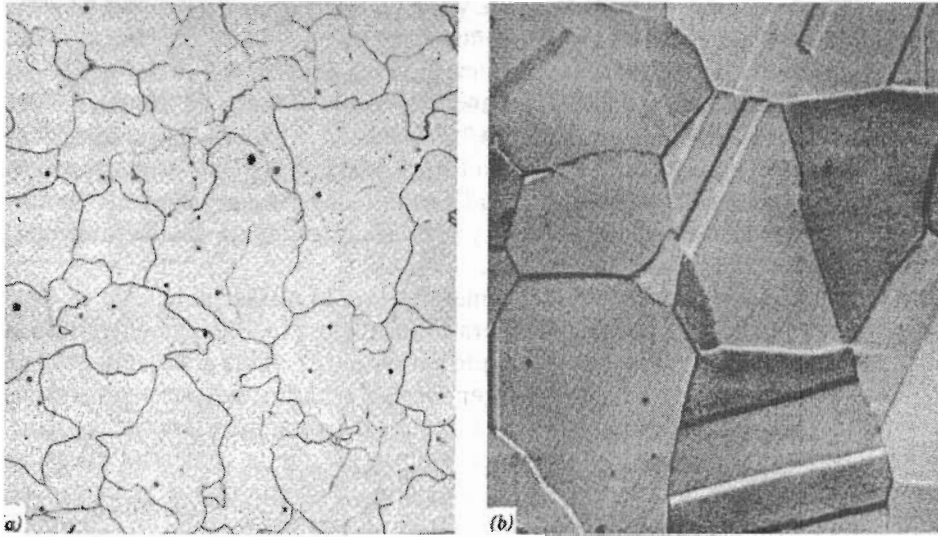


**Figura 9.20** Diagrama de fases hierro-carburo de hierro. (Adaptado de *Metals Handbook: Metallography, Structures and Phase Diagrams*, Vol.8, 8ª edición. ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, 1973, p. 275.)

talina antes de fundir. A temperatura ambiente la forma estable se llama **ferrita** o hierro  $\alpha$  y tiene la estructura BCC. La ferrita experimenta a 912°C una transformación polimórfica a **austenita** FCC o hierro  $\gamma$ . La austenita persiste hasta 1394°C, temperatura a la que la austenita vuelve a convertirse en una fase BCC conocida como ferrita  $\delta$ , que funde a 1538°C. Todos estos cambios aparecen a lo largo del eje vertical izquierdo del diagrama de fases.

El eje de composición de la Figura 9.20 sólo llega hasta 6,70% en peso de C, concentración que coincide con la del compuesto intermedio carburo de hierro-o **cementita** ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), representado por una línea vertical en el diagrama de fases. Así, el sistema hierro-carbono se puede dividir en dos partes: una parte rica en hierro, que coincide con la mostrada en el Figura 9.20 y otra parte (no mostrada) de composición comprendida entre 6,70 y 100% C (grafito puro). Prácticamente todos los aceros y fundiciones tienen porcentajes de carbono inferiores a 6,70% C; por lo tanto, sólo se considera





**Figura 9.21** Fotomicrografías de (a) ferrita  $\alpha$  ( $\times 90$ ) y (b) austenita ( $\times 325$ ). (Copyright 1971 United States Steel Corporation.)

la parte rica en hierro del sistema hierro-carburo de hierro. La Figura 9.20 muestra, propiamente, el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C, ya que el Fe<sub>3</sub>C se considera un componente. La convención y la conveniencia imponen expresar la concentración en "% C" en lugar del "% Fe<sub>3</sub>C"; 6,70% en peso C corresponde al 100% en peso de Fe<sub>3</sub>C.

El carbono es un soluto intersticial en el hierro y forma disoluciones sólidas con la ferrita  $\alpha$ , con la ferrita  $\delta$  y con la austenita  $\alpha$  de la Figura 9.20. En la ferrita  $\alpha$  BCC sólo son solubles muy pequeñas concentraciones de carbono; la solubilidad máxima es de 0,022% en peso y corresponde a 727°C. Esta pequeña solubilidad se explica teniendo en cuenta la forma y el tamaño de las posiciones intersticiales de la estructura BCC, que dificultan la acomodación de los átomos de carbono. Aunque presente en muy baja proporción, el carbono ejerce gran influencia en las propiedades mecánicas de la ferrita. Esta fase hierro-carbono es relativamente blanda, magnética por debajo de los 768°C y tiene una densidad de 7,88 g/cm<sup>3</sup>. La Figura 9.21a es una fotomicrografía de la ferrita  $\alpha$ .

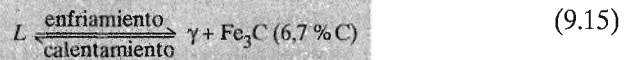
La austenita, o fase  $\gamma$  del hierro, cuando está aleado con carbono, no es estable por debajo de los 727°C, como indica la Figura 9.20. La máxima solubilidad del carbono en austenita es 2,11% en peso a 1148°C. Esta solubilidad es aproximadamente 100 veces superior que la máxima para la ferrita BCC, ya que las posiciones intersticiales de la estructura FCC tienen la forma adecuada para que al llenarse de átomos de carbono la deformación impuesta a los átomos de hierro vecinos sea mucho menor. Las transformaciones de fases de la austenita son muy importantes en los tratamientos térmicos de los aceros, como demuestra la discusión siguiente. De paso es conveniente citar que la austenita es no magnética. La Figura 9.21b muestra una fotomicrografía de la fase austenita.

La ferrita  $\delta$  es como la ferrita  $\alpha$ , y sólo se diferencian en el tramo de temperaturas en el cual existen. Teniendo en cuenta que la ferrita  $\delta$  sólo es estable a altas temperaturas, no tiene importancia técnica y no se tratará. } IMP

Se forma cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) cuando se excede el límite de solubilidad del carbono en ferrita  $\alpha$  por debajo de  $727^\circ\text{C}$ . (la composición está comprendida en la región de fases  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ). La Figura 9.20 indica que la cementita también coexiste con la fase  $\gamma$  entre  $727$  y  $1148^\circ\text{C}$ . La cementita, desde el punto de vista mecánico, es dura y frágil, y su presencia aumenta considerablemente la resistencia de algunos aceros. } IMP

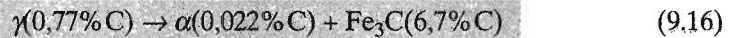
Estrictamente hablando, la cementita es sólo metaestable; esto es, permanece como compuesto a temperatura ambiente indefinidamente. Pero si se calienta entre  $650$  y  $700^\circ\text{C}$  durante varios años, cambia gradualmente o se transforma en hierro  $\alpha$  y carbono, en forma de grafito, que permanece al enfriar hasta temperatura ambiente. Es decir, el diagrama de fases de la Figura 9.20 no está verdaderamente en equilibrio porque la cementita no es un compuesto estable. Sin embargo, teniendo en cuenta que la velocidad de descomposición de la cementita es extraordinariamente lenta, en la práctica todo el carbono del acero aparece como  $\text{Fe}_3\text{C}$  en lugar de grafito y el diagrama de fases hierro-carburo de hierro es, en la práctica, válido. Como se verá en la Sección 12.6, la adición de silicio a la fundición acelera gradualmente la reacción de descomposición de la cementita para formar grafito.

En la Figura 9.20, correspondiente al sistema hierro-carburo de hierro, se observan regiones bifásicas y un eutéctico a  $4,30\%$  en peso de C y  $1148^\circ\text{C}$ . La reacción eutéctica,



implica solidificación del líquido para generar las fases austenita y cementita. El posterior enfriamiento hasta temperatura ambiente produce cambios de fases adicionales.

Se aprecia la existencia de un punto invariante a la composición de  $0,77\%$  en peso y a la temperatura de  $727^\circ\text{C}$ . Esta reacción eutécticoide se puede representar por



o, enfriando, la fase sólida  $\gamma$  se transforma en hierro  $\alpha$  y cementita. (Las transformaciones de fases eutécticas se tratan en la Sección 9.9.) Los cambios de fases descritos por la Ecuación 9.16, referidos a las transformaciones de fases del eutécticoide, son fundamentales para los tratamientos térmicos del acero, como se discute seguidamente.

Las aleaciones denominadas férreas tienen al hierro como principal componente, aunque pueden contener carbono y otros elementos de aleación. La clasificación de las aleaciones férreas según el contenido de carbono comprende tres grupos: hierro, acero y fundición. El hierro puro contiene menos de  $0,008\%$  en peso de C y, en el diagrama de equilibrio, comprende la fase ferrita a temperatura ambiente. Las aleaciones hierro-carbono que contienen entre  $0,008$  y  $2,11\%$  en peso de C se clasifican como aceros. La microestructura de la mayoría de los aceros consiste en las fases  $\alpha$  y  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Todas las aleaciones comprendidas en este tramo de composición, al enfriarlas desde

el campo  $\gamma$  a temperatura ambiente, originan una serie de microestructuras que se estudian seguidamente. Aunque un acero puede contener como máximo un 2,11% en peso de C, en la práctica la concentración de carbono raramente excede del 1,0%. La clasificación de los aceros y sus propiedades se estudian en la Sección 12.5. Las fundiciones se definen como aleaciones férreas que contienen entre 2,11 y 6,70% en peso de C. Sin embargo, las fundiciones comerciales normalmente contienen menos del 4,5% C. Estas aleaciones se discuten en la Sección 12.6.

#### 9.14 DESARROLLO DE MICROESTRUCTURAS EN ALEACIONES HIERRO-CARBONO

En esta sección se tratarán algunas de las diferentes microestructuras que pueden ser producidas en las aleaciones de acero y sus relaciones con el diagrama de fases hierro-carburo de hierro. Además se muestra que la microestructura que se desarrolla depende tanto del contenido de carbono como del tratamiento térmico. La exposición se centra en el enfriamiento muy lento de aleaciones de acero, en el cual se mantienen continuamente condiciones de equilibrio. En el Capítulo 10 se estudian con más detalle la influencia del tratamiento térmico en la microestructura y, posteriormente,

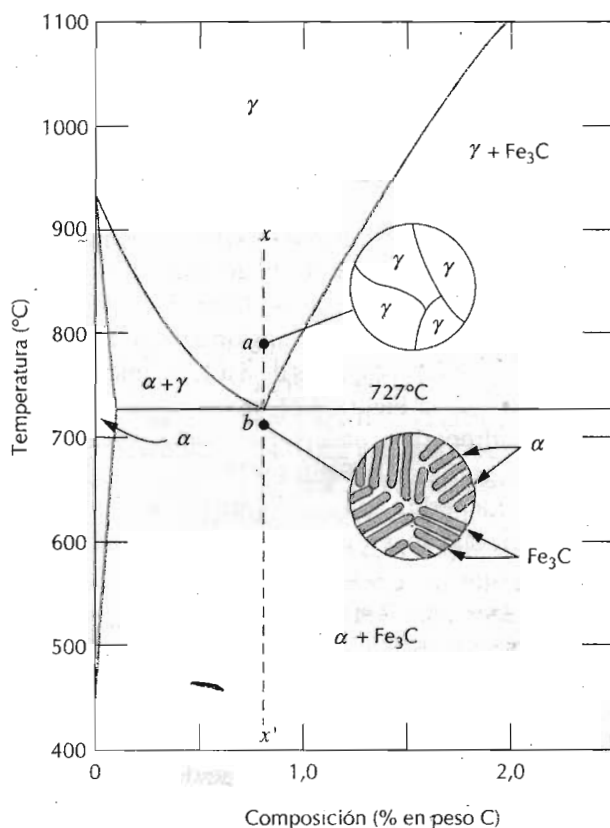
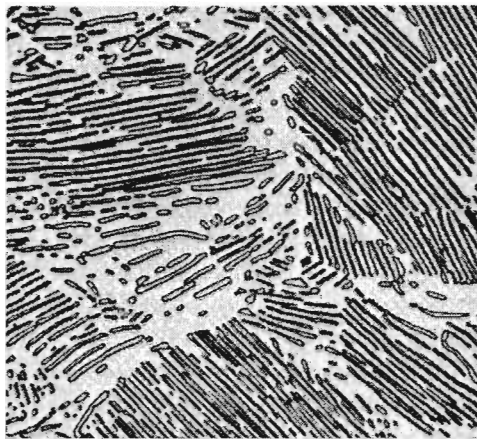


Figura 9.22 Representación esquemática de las microestructuras de un acero al carbono eutéctico (0,77%C) por encima y por debajo de la temperatura eutéctica.

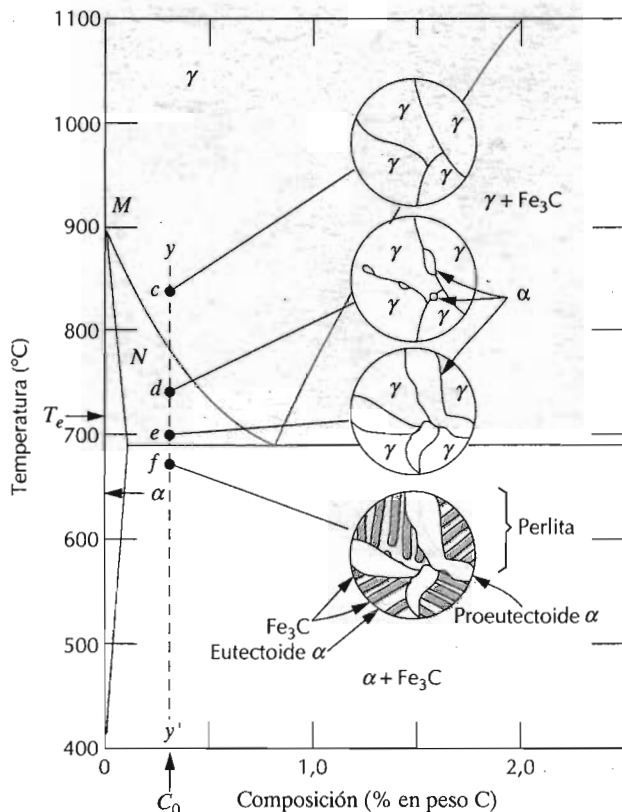
**Figura 9.23** Microestructura perlítica de un acero eutectoide mostrando láminas alternas de ferrita  $\alpha$  (fase clara) y  $\text{Fe}_3\text{C}$  (láminas más delgadas y oscuras).  $\times 500$ . (Reproducida con autorización de *Metals Handbook*, Vol.9, 9ª edición, *Metallography and Microstructures*, American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985.)



las propiedades mecánicas de los aceros. Los cambios de fases que tienen lugar al pasar de la región  $\gamma$  al campo bifásico  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  (Figura 9.20) son relativamente complejos y similares a los descritos en el sistema eutéctico de la Sección 9.7. Por ejemplo, al enfriar una composición eutéctica (0,77% en peso de C) desde los 800°C de la región monofásica  $\gamma$  (punto *a* de la Figura 9.22) equivale a descender por la vertical *xx'*. Inicialmente la aleación de composición 0,77% C tiene la microestructura austenítica indicada en la Figura 9.22. Al enfriar no ocurre ningún cambio hasta llegar a la temperatura eutectoide (727°C). En el punto *b*, por debajo de esta temperatura, la austenita se transforma según la Ecuación 9.16. La austenita de composición 0,77% C forma ferrita, con bajo contenido en carbono (0,022% C) y  $\text{Fe}_3\text{C}$  con un contenido de 6,7% en carbono. Este cambio de fase necesita la difusión del carbono porque las tres fases tienen distintas composiciones.

La microestructura del acero eutectoide enfriado lentamente a través de la temperatura eutectoide es análoga a la de una aleación de composición eutéctica (Figuras 9.11 y 9.12); es decir, se forman capas o láminas alternas de las dos fases ( $\alpha$  y  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) durante la transformación. En este caso, la relación de los espesores de las dos capas es de 8 a 1. La microestructura, esquematizada en el punto *b* de la Figura 9.22, se denomina **perlita** porque tiene la apariencia de la madreperla al observarse microscópicamente a pocos aumentos. La fotomicrografía de la Figura 9.23 corresponde a una perlita de un acero eutectoide. La perlita aparece en granos denominados "colonias"; dentro de cada colonia las capas están orientadas esencialmente en la misma dirección y esta dirección varía de una colonia a otra. Las capas delgadas claras son de ferrita y la cementita aparece como capas delgadas más oscuras. La mayoría de las capas de cementita son tan delgadas que los límites de fases adyacentes no se distinguen y, a estos aumentos, las capas aparecen oscuras. Mecánicamente las perlitas tienen las propiedades intermedias entre la blanda y dúctil ferrita y la dura y quebradiza cementita.

La disposición alternada de capas  $\alpha\text{-Fe}_3\text{C}$  se debe a que el carbono necesita difundir durante una distancia relativamente corta para originar esta microestructura. Además, el posterior enfriamiento de la perlita, a partir del



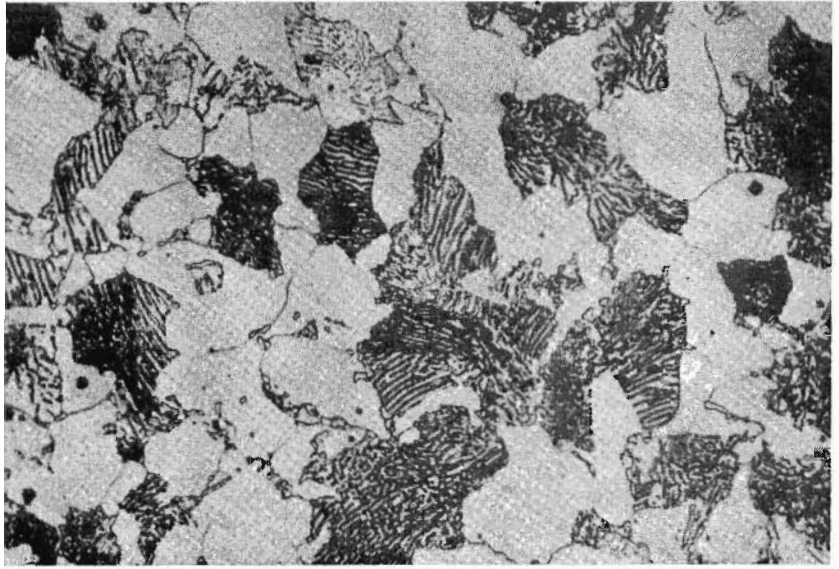
**Figura 9.24** Representación esquemática de las microestructuras de un acero hipoeutectoide de composición  $C_0$  (menor de 0,77% C) a medida que se enfría desde la fase austenítica hasta por debajo de la temperatura eutectoide.

punto *b* de la Figura 9.22, produce cambios microestructurales relativamente insignificantes.

### 9.14.1 Aceros hipoeutectoides

Las microestructuras de las aleaciones hierro-carburo de hierro distintas de la eutectoide son análogas al cuarto caso descrito en la Sección 9.7 e ilustrado en la Figura 9.13a para el sistema eutéctico. Una aleación de composición  $C_0$  a la izquierda del eutectoide, entre 0,022 y 0,77% C se denomina **aleación hipoeutectoide** (menos que la eutectoide). El enfriamiento de una aleación de esta composición está representado en el descenso a lo largo de la vertical  $yy'$  de la Figura 9.24. Hacia los 875°C, punto *c*, la microestructura consta enteramente de granos de fase  $\gamma$ , como está esquematizado en la figura. En el punto *d* de la región bifásica  $\alpha + \gamma$ , a unos 775°C, estas fases coexisten, según indica el esquema microestructural. La mayoría de las partículas  $\alpha$  se generan en los límites de los granos  $\gamma$  originales. Las composiciones de las fases  $\alpha$  y  $\gamma$  se determinan utilizando la recta de reparto, cuyos extremos coinciden con 0,020 y 0,50% C, respectivamente.

Cuando se enfría un acero a través de la región de fases  $\alpha + \gamma$ , la composición de la ferrita varía según la línea  $MN$ , del límite de fase  $\alpha - (\alpha + \gamma)$  y se enriquece ligeramente en carbono. Al mismo tiempo, la composición, de la

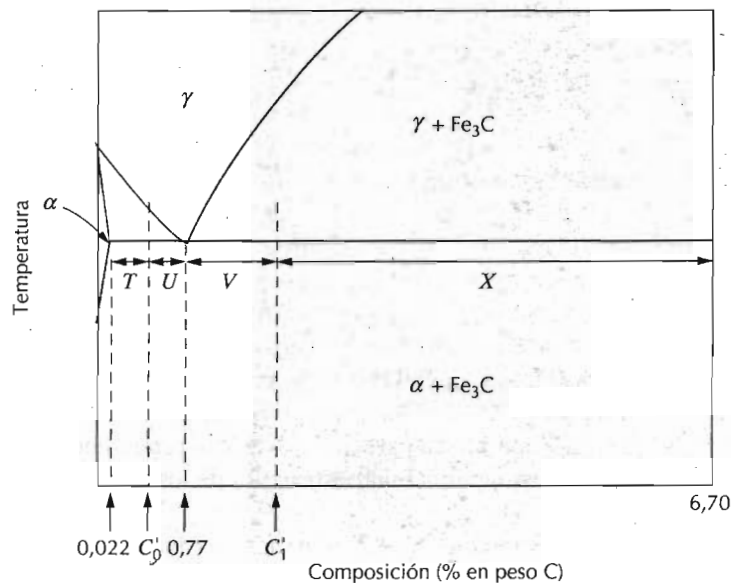


**Figura 9.25** Fotomicrografía de un acero 0,38%C con una microestructura constituida por perlita y ferrita proeutectoide  $\times 635$ . (Fotomicrografía cortesía de Republic Steel Corporation.)

austenita cambia de modo mucho más drástico, pues la composición frente a la temperatura sigue la línea  $MO$  del límite de fase  $(\alpha + \gamma) - \gamma$ .

Enfriando desde el punto  $d$  al  $e$ , muy próximo al eutectoide pero dentro de la región  $\alpha + \gamma$ , se aprecia un incremento de la microestructura de la fracción de fase  $\alpha$ . En este punto las composiciones de las fases  $\alpha$  y  $\gamma$  se determinan dibujando la recta de reparto a la temperatura  $T_e$ ; la fase  $\alpha$  contiene 0,022% C, mientras que la fase  $\gamma$  tiene la composición del eutectoide, 0,77% C.

Al descender la temperatura al punto  $f$ , justo por debajo del eutectoide, toda la fase  $\gamma$ , presente a la temperatura  $T_e$ , y con la composición del eutectoide, se transforma en perlita según la reacción de la Ecuación 9.16. La fase  $\alpha$  existente en el punto  $e$  prácticamente no cambia al cruzar la temperatura eutectoide: permanece como matriz continua alrededor de las colonias de perlita. La microestructura del punto  $f$  aparece como indica el esquema de la Figura 9.24. De este modo la ferrita presente en el acero procede del enfriamiento a través de la región  $\alpha + \gamma$  y de la reacción eutectoide. La ferrita de la perlita se denomina *ferrita eutectoide* y la ferrita formada antes de  $T_e$  se denomina **ferrita proeutectoide** (que significa pre- o antes del eutectoide) como se indica en la Figura 9.24. La Figura 9.25 reproduce una fotomicrografía de un acero 0,38% en peso de C. Las regiones blancas corresponden a la ferrita proeutectoide. En la perlita, la distancia entre las capas  $\alpha$  y  $Fe_3C$  varía de un grano al otro; a veces la perlita aparece oscura porque la distancia entre capas es indistinguible a los aumentos de la fotomicrografía. Cabe anotar la existencia de dos microconstituyentes en esta fotomicrografía: ferrita proeutectoide y perlita. Estos microconstituyentes aparecen en todos los aceros hipoeutectoides enfriados lentamente desde la temperatura eutectoide.



**Figura 9.26** Parte del diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C utilizado para calcular las cantidades relativas de microconstituyentes perlítico y proeutectoide para composiciones hipoeutectoide ( $C_0$ ) e hipereutectoide ( $C_1$ ).

La cantidad relativa de  $\alpha$  proeutectoide y perlita se determina de modo similar al descrito en la Sección 9.7 para los microconstituyentes primario y eutectoide. Se traza la recta de reparto desde el límite de fase  $\alpha - (\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$  (0,022% C) a la composición del eutectoide (0,77% C) y se aplica la regla de las fases. Por ejemplo, al considerar la composición  $C'_0$  de la Figura 9.26, la fracción de perlita  $W_p$  se determina según

$$W_p = \frac{T}{T+U} = \frac{C'_0 - 0,022}{0,77 - 0,022} = \frac{C'_0 - 0,022}{0,75} \quad (9.17)$$

Además, la fracción de ferrita proeutectoide,  $W_{\alpha'}$ , se calcula como

$$W_{\alpha'} = \frac{U}{T+U} = \frac{0,77 - C'_0}{0,77 - 0,022} = \frac{0,77 - C'_0}{0,75} \quad (9.18)$$

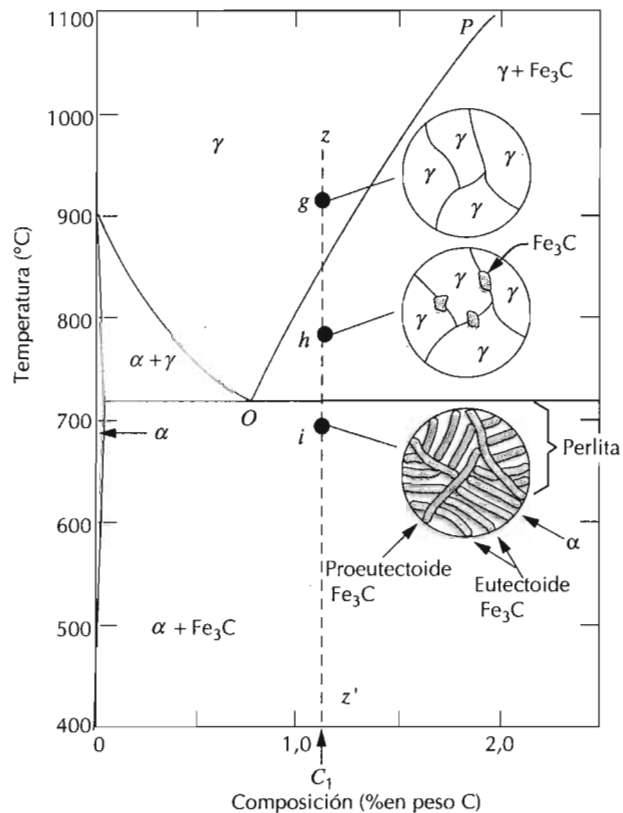
Las fracciones de ferrita total (eutectoide y proeutectoide) y de cementita se determinan trazando la recta de reparto en la región de fases  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  desde 0,022 a 6,7% C y aplicando la regla de la palanca.

### 9.14.2 Aceros hipereutectoides

El enfriamiento desde el campo  $\gamma$  de aceros al carbono, de composición comprendida entre 0,77 y 2,11% en peso de carbono, origina transformaciones y microestructuras análogas. El acero de composición  $C_1$  de la Figura 9.27 se

enfría descendiendo por la vertical  $zz'$ . En el punto  $g$  sólo aparecen granos de fase  $\gamma$  y composición  $C_1$ . Al enfriar a lo largo del campo de fase  $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ , hasta el punto  $h$ , por ejemplo, la fase cementita va creciendo en los límites iniciales de los granos  $\gamma$ , esto es similar al punto  $d$  de la Figura 9.24. Esta cementita se denomina **cementita proeutectoide**, porque se forma antes de la reacción eutectoide. La composición de la <sup>Cementita</sup>austenita permanece constante (6,70% C) al variar la temperatura. Sin embargo, la composición de la austenita se desplaza a lo largo de la línea  $PO$  antes del eutético. Al descender por debajo de la temperatura eutética, toda la austenita remanente de composición eutectoide se transforma en perlita. De este modo, la microestructura resultante consiste en perlita y cementita proeutectoide como microconstituyentes (Figura 9.27). Obsérvese (Figura 9.28) que en la fotomicrografía de un acero de 1.4% C la cementita aparece con una tonalidad clara. Ya que tiene una apariencia parecida a la ferrita proeutectoide (Figura 9.25) a veces es difícil distinguir la microestructura de los aceros hipo e hipereutectoides.

En los aceros hipereutectoides, las cantidades relativas de los microconstituyentes perlitas y  $\text{Fe}_3\text{C}$  proeutectoide se calculan de modo análogo al caso del acero hipoeutectoide; se traza la recta de reparto entre 0,77 y 6,70% C. En un acero de composición  $C_1$  (Figura 9.26) las fracciones de perlita  $W_p$  y de cementita proeutectoide  $W_{\text{Fe}_3\text{C}}$  se determinan mediante la expresión de la regla de la palanca:



**Figura 9.27** Representación esquemática de las microestructuras de un acero hipereutectoide de composición  $C_1$  (cuyo contenido en carbono está comprendido entre el 0,77 y el 2,1%) enfriado desde la región de fases austenítica hasta por debajo de la temperatura eutectoide.





**Figura 9.28** Microestructura de un acero con 1,4% C formado por cementita proeutectoide blanca reticulada alrededor de las colonias de perlita.  $\times 1000$ . (Copyright 1971 United States Steel Corporation.)

$$W_p = \frac{X}{V+X} = \frac{6,70 - C'_1}{6,70 + 0,77} = \frac{6,70 - C'_1}{5,93} \quad (9.19)$$

y

$$W_{\text{Fe}_3\text{C}} = \frac{V}{V+X} = \frac{C'_1 + 0,77}{6,70 - 0,77} = \frac{C'_1 - 0,77}{5,93} \quad (9.20)$$

#### PROBLEMA RESUELTO 9.4

En un acero de composición 99,65% Fe y 0,35% C a temperatura muy próxima e inferior al eutectoide, determinar:

- (a) Las fracciones de las fases ferrita y cementita.
- (b) Las fracciones de ferrita proeutectoide y perlita.
- (c) La fracción de ferrita eutectoide.

#### SOLUCIÓN

(a) Se traza una recta de reparto a través del campo  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  y se aplica la regla de la palanca. De este modo  $C'_0$  es 0,35% C, y

$$W_\alpha = \frac{6,70 - 0,35}{6,70 - 0,022} = 0,95$$

y

$$W_{\text{Fe}_3\text{C}} = \frac{0,35 - 0,022}{6,70 - 0,022} = 0,05$$

(b) Se traza la recta de reparto a la temperatura eutectoide (p.ej., Ecuaciones 9.17 y 9.18) y se aplica la regla de la palanca para determinar las fracciones de ferrita proeutectoide y perlita

$$W_p = \frac{0,35 - 0,022}{0,77 - 0,022} = 0,44$$

y

$$W_{\alpha'} = \frac{0,77 - 0,35}{0,77 - 0,022} = 0,56$$

(c) La ferrita total es la suma de la proeutectoide y la eutectoide (en la perlita). Por lo tanto, la suma de estas dos fracciones de ferrita equivale a la ferrita total,

$$W_{\alpha'} + W_{\alpha e} = W_{\alpha}$$

donde  $W_{\alpha e}$  representa la fracción de ferrita eutectoide. Los valores  $W_{\alpha}$  y  $W_{\alpha'}$  se han determinado en las partes (a) y (b) y son 0,95 y 0,56, respectivamente. Por lo tanto,

$$W_{\alpha e} = W_{\alpha} - W_{\alpha'} = 0,95 - 0,56 = 0,39$$

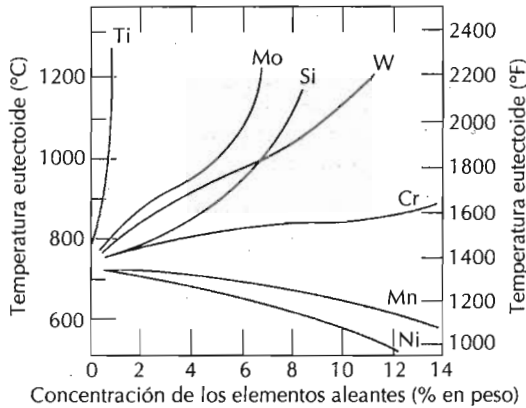
### 9.14.3 Enfriamiento en no equilibrio

En la discusión de la evolución de las microestructuras de las aleaciones hierro-carbono se supone que a lo largo del enfriamiento se mantienen continuamente las condiciones del equilibrio metaestable<sup>1</sup>; esto es, se necesita tiempo suficiente a cada temperatura para alcanzar el ajuste composicional de las fases y el ajuste en cuanto a las cantidades relativas previstas por el diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C. En la mayoría de las situaciones estas velocidades son tan lentas como impracticables e innecesarias; en efecto, en muchas ocasiones se prefieren las condiciones de no equilibrio. La importancia práctica de los efectos del no equilibrio radica en que: (1) ocurren otros cambios de fase o transformaciones que las previstas en los límites de fases de los diagramas de fases y (2) la existencia a temperatura ambiente de fases en no equilibrio que no aparecen en el diagrama de fases. Ambos temas se discuten en el próximo capítulo.

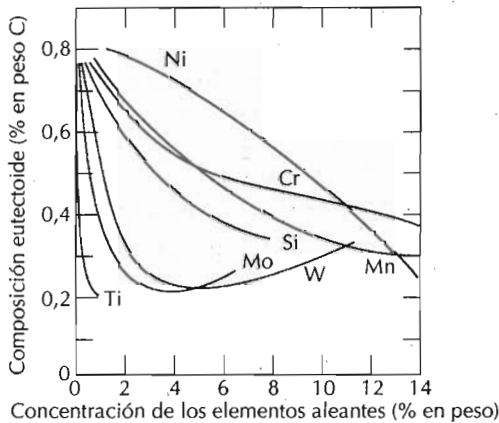
### 9.15 INFLUENCIA DE OTROS ELEMENTOS DE ALEACIÓN

La adición de otros elementos aleantes (Cr, Ni, Ti, etc.) cambia drásticamente el diagrama de fases binario hierro-carburo de hierro, Figura 9.20. La magnitud de las alteraciones de las posiciones de los límites de fases y la forma de los campos de fases dependen del elemento de aleación y de su concentración. Uno de estos importantes cambios es el desplazamiento de la posición del eutectoide con respecto a la temperatura y a la concentración de carbono. Las Figuras 9.29 y 9.30 ilustran los efectos de la modificación de la temperatura y de la composición (en % C en peso) en función de la concentración de varios elementos de aleación. Estos elementos de aleación no sólo modifican la temperatura de la reacción eutectoide sino también las fracciones relativas de perlita y fase proeutectoide. Los aceros normalmente se alean para aumentar su resistencia a la corrosión o para modificar sus propiedades por tratamiento térmico (véase el Capítulo 11).

<sup>1</sup> La expresión "equilibrio metaestable" se utiliza en esta discusión sólo en el compuesto metaestable Fe<sub>3</sub>C.



**Figura 9.29** Influencia de la concentración de varios elementos aleantes sobre la temperatura eutéctica del acero. (De Dr. Edgar C. Bain, *Functions of the Alloying Elements in Steel*, American Society for Metals, 1939, p.127.)



**Figura 9.30** Influencia de la concentración de varios elementos aleantes sobre la composición (% en peso) del eutéctico del acero. (De Edgar C. Bain, *Functions of the Alloying Elements in Steel*, American Society for Metals, 1939, p. 127.)

## RESUMEN

Los diagramas de fases constituyen un conveniente y conciso medio para representar las fases más estables de una aleación. En esta discusión se consideran los diagramas de fases binarios en los cuales la temperatura y la composición son variables. En estas gráficas de temperatura frente a composición, se definen áreas o regiones de fases dentro de las cuales existen una o dos fases. Para una aleación de composición determinada y a una temperatura conocida, se pueden determinar las fases presentes, las composiciones y las cantidades relativas en condiciones de equilibrio. En las regiones bifásicas, las composiciones de las fases y las fracciones de masas se calculan mediante las líneas de reparto y la regla de la palanca, respectivamente.

En este capítulo se han discutido distintos tipos de diagramas de fases para sistemas metálicos. Los diagramas isomorfos corresponden a los sistemas que presentan, como el sistema cobre-níquel, completa solubilidad en

fase sólida. También se ha hablado de aleaciones que al principio son isomórficas pero que después desarrollan microestructuras correspondientes a enfriamientos en equilibrio, y en no equilibrio y también de la relación entre características mecánicas y composición.

Algunos sistemas de aleación experimentan reacción eutectoide, donde una fase líquida por subenfriamiento se transforma isotérmicamente en dos fases sólidas diferentes. Los diagramas de fases cobre-plata y plomo-estaño presentan reacciones de este tipo. No existe completa solubilidad en estado sólido en todas las composiciones; sino que las disoluciones sólidas son terminales: sólo existe solubilidad limitada de un componente en otro. Se discuten cuatro diferentes tipos de microestructuras desarrolladas por enfriamientos en equilibrio de aleaciones a partir del sistema eutéctico.

Hay diagramas de equilibrio más complejos que tienen fases y/o compuestos intermedios, con más de un eutéctico y otras reacciones: eutectoide, peritético y transformaciones de fases congruentes, como por ejemplo los sistemas cobre-zinc y magnesio-plomo.

Se ha introducido la regla de fases de Gibbs; una ecuación que relaciona las fases presentes en un sistema en equilibrio con el número de variables no composicionales.

Se ha prestado especial atención al sistema hierro-carbono y de modo específico al diagrama hierro-carburo de hierro, que es uno de los más interesantes desde el punto de vista tecnológico. La evolución de microestructuras en la mayoría de los aceros al carbono depende de la reacción eutectoide, donde la fase austenítica FCC de 0,77% C se transforma isotérmicamente en fase ferrita  $\alpha$  BCC (0,022% C) y el compuesto intermetálico, cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). El producto microestructural de la aleación hierro-carbono de composición eutectoide es la perlita, microconstituyente consistente en capas alternadas de ferrita y cementita. Las microestructuras de aceros con un contenido en carbono inferior al eutectoide (hipoeutectoide) constan de una fase de ferrita proeutectoide y de perlita. La perlita y la cementita proeutectoide constituyen los microconstituyentes de los aceros hipereutectoides: con un contenido en carbono superior al de la composición del eutectoide.

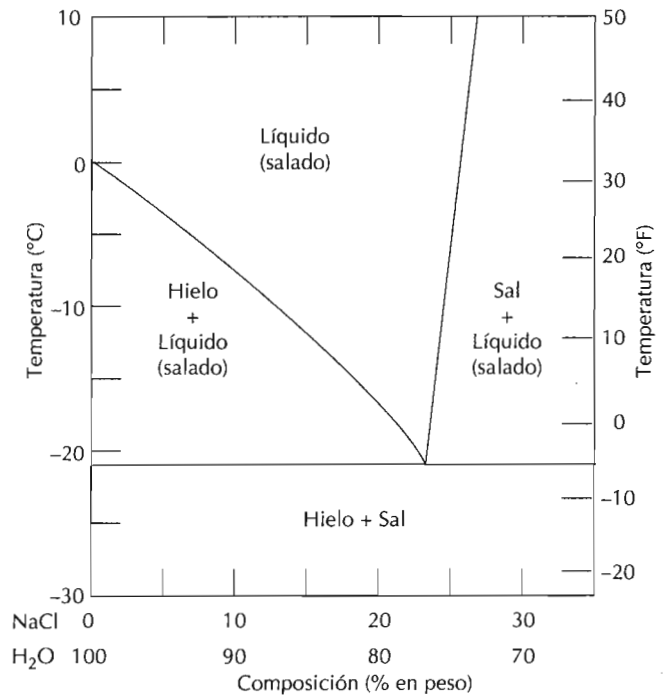
## TÉRMINOS Y CONCEPTOS IMPORTANTES

Acero hipereutectoide	Equilibrio de fases	Microconstituyente
Acero hipoeutectoide	Estructura eutéctica	Perlita
Austenita	Fase	Reacción eutéctica
Cementita	Fase eutéctica	Reacción eutectoide
Cementita proeutectoide	Fase primaria	Reacción peritética
Componente	Ferrita proeutectoide	Regla de las fases de Gibbs
Compuesto intermetálico	Isomorfo	Regla de la palanca
Diagrama de equilibrio	Límite de solubilidad	Sistema
Diagrama de fases	Línea de reparto	Transformación congruente
Disolución sólida intermedia	Línea liquidus	
Disolución sólida terminal	Línea solidus	
Energía libre	Línea solvus	
	Metaestable	

- ASM Handbook*, Vol. 3, *Alloy Phase Diagrams*, ASM International, Materials Park, OH, 1992.
- ASM Handbook*, Vol. 9, *Metallography and Microstructures*, ASM International, Materials Park, OH, 1985.
- GORDON, P., *Principles of Phase Diagrams in Materials Systems*, McGraw-Hill Book Company, New York, 1968. Reprinted by Krieger Publishing Co, Melbourne, FL, 1983.
- HANSEN, M. and K. ANDERKO, *Constitution of Binary alloys*, 2nd edition, McGraw-Hill Book Company, New York, 1958. *First Supplement* (R. P. Elliot), 1965. *Second Supplement* (F. N. Shunk), 1969.
- HUME-ROTHERY, W., *Electrons, Atoms, Metals and Alloys*, 2nd edition, Metal Industry (Louis Cassier Co. Ltd.), London, 1955. Chapters 33–39.
- MASSALSKI, T. B., J. L. MURRAY, L. H. BENNET, and H. BAKER (editors), *Binary Alloy Phase Diagrams*, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1986. In two volumes.
- RHINES, F. N., *Phase Diagrams in Metallurgy—Their Development and Application*, McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1956.

## PROBLEMAS Y CUESTIONES

- 9.1 ¿Cuál es la diferencia entre composición y concentración?
- 9.2 Citar tres variables que determinan la microestructura de una aleación.
- 9.3 ¿Qué condiciones termodinámicas reúne un estado de equilibrio?
- 9.4 Diferencia entre fases en equilibrio estable y en equilibrio metaestable.
- 9.5 Citar las fases presentes y sus composiciones en las siguientes aleaciones:
- 15% Sn-85% Pb a 100°C.
  - 25% Pb-75% Mg a 425°C.
  - 85% Ag-15% Cu a 800°C.
  - 55% Zn-45% Cu a 600°C.
  - 1,25 kg Sn y 14 kg Pb a 200°C.
  - 3,447 kg Cu y 65,50 kg Zn a 600°C.
  - 21,7 mol Mg y 35,4 mol Pb a 400°C.
  - 4,2 mol Cu y 1,1 mol Ag a 900°C.
- 9.6 ¿Qué fases y qué fracciones de masas aparecen al enfriar una aleación 52% Zn-48% Cu a los 1000, 800, 500, 300 y 200°C?
- 9.7 Determinar las cantidades relativas (fracciones de masa) de las fases presentes en las aleaciones y temperaturas del Problema 9.5.
- 9.8 La figura adjunta es una parte del diagrama de fases H<sub>2</sub>O-NaCl.
- Con la ayuda de este diagrama explicar brevemente por qué se añade sal al hielo a temperatura inferior a 0°C para fundirlo.
  - ¿Qué concentración de sal se necesita para tener un 75% hielo y un 25% de disolución salina a -15°C?
- 9.9 Una muestra de 2,0 kg de una aleación 85% Pb-15% Sn se calienta a 200°C, temperatura a la cual se encuentra totalmente como disolución sólida en fase  $\alpha$  (Figura 9.7). La aleación debe ser fundida de modo que el 50% de la muestra sea líquida y el 50% restante permanezca como fase  $\alpha$  sólida. Esto puede conseguirse bien calentando la aleación, bien modificando la composición manteniendo constante la temperatura.



- (a) ¿A qué temperatura se debe calentar la probeta?  
 (b) ¿Cuánto estaño se debe añadir a 2,0 kg de muestra a 200°C para conseguir este estado?
- 9.10 Considerar el diagrama de fases agua-azúcar de la Figura 9.1.  
 (a) ¿Cuánto azúcar se disuelve en 1000 g de agua a 80°C?  
 (b) Una disolución líquida saturada se enfría hasta los 20°C y precipita azúcar. ¿Qué composición (en % de azúcar) tiene una disolución líquida saturada a 20°C?  
 (c) ¿Qué cantidad de azúcar habrá precipitado en estas condiciones?
- 9.11 Una muestra de 7,5 kg de una aleación magnesio-plomo consiste en una fase de disolución sólida  $\alpha$  que tiene la composición algo inferior al límite de solubilidad a 300°C.  
 (a) ¿Cuál es la masa de plomo de la aleación?  
 (b) Al calentar la aleación a 400°C, ¿cuánto más plomo se podrá disolver en la fase  $\alpha$  sin exceder el límite de solubilidad?
- 9.12 (a) Describir brevemente la segregación. (b) Citar una consecuencia negativa de la segregación.
- 9.13 Se intenta fabricar una aleación cobre-níquel con una resistencia a la tracción mínima de 380 MPa y una ductilidad de 45%El. ¿Es posible? En caso afirmativo, ¿cuál debe ser la composición? En caso negativo, ¿por qué?
- 9.14 En una aleación cobre-níquel, ¿es posible tener en equilibrio, una fase líquida de composición 80% Cu-20% Ni y fase  $\alpha$  37% Ni-80% Cu? En caso afirmativo, ¿a qué temperatura? En caso negativo, ¿por qué?
- 9.15 ¿En una aleación cobre-plata, ¿es posible tener en equilibrio una fase  $\alpha$  5% Ag-95% Cu y una fase  $\beta$  95% Ag-5% Cu? En caso afirmativo, ¿a qué temperatura? En caso negativo, ¿por qué?
- 9.16 Una aleación plomo-estaño de composición 30% Sn-70% Pb se calienta lentamente a partir de los 150°C.  
 (a) ¿A qué temperatura empieza a formarse líquido?

- (b) ¿Cuál es la composición de esta fase líquida?  
 (c) ¿A qué temperatura funde completamente la aleación?  
 (d) ¿Cuál es la composición de la última parte sólida antes de que se complete la fusión?
- 9.17 Una aleación 50% Ni-50% Cu se enfría lentamente desde 1400°C a 1200°C.  
 (a) ¿A qué temperatura empieza a formarse sólido?  
 (b) ¿Cuál es la composición de esta fase sólida?  
 (c) ¿A qué temperatura solidifica el último líquido?  
 (d) ¿Cuál es la composición de la última fracción líquida?
- 9.18 Una aleación 30% Ni-70% Cu se calienta hasta la región de fases  $\alpha$  + líquido. Si la composición de la fase  $\alpha$  es 40% Ni, determinar (a) la temperatura de la aleación, (b) la composición de la fase líquida y (c) las fracciones de ambas fases.
- 9.19 Se dan las temperaturas solidus y liquidus del sistema cobre-oro. Dibujar el diagrama de fases de este sistema y nombrar cada región.

Composición (% Au)	Temperatura solidus (°C)	Temperatura liquidus (°C)
0	1085	1085
20	1019	1042
40	972	996
60	934	946
80	911	911
90	928	942
95	974	984
100	1064	1064

- 9.20 Una aleación 40% Pb-60% Mg se calienta a una temperatura comprendida en la región  $\alpha$  + líquido. Si la fracción de cada fase es 0,5, calcular (a) la temperatura de la aleación y (b) las composiciones de las dos fases.
- 9.21 En las aleaciones de dos hipotéticos metales A y B, existen una fase  $\alpha$  rica en A y una fase  $\beta$  rica en B. A partir de las fracciones de masas de dos aleaciones, que están a la misma temperatura, determinar la composición de los límites de fase (o límite de solubilidad) de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  a esta temperatura.

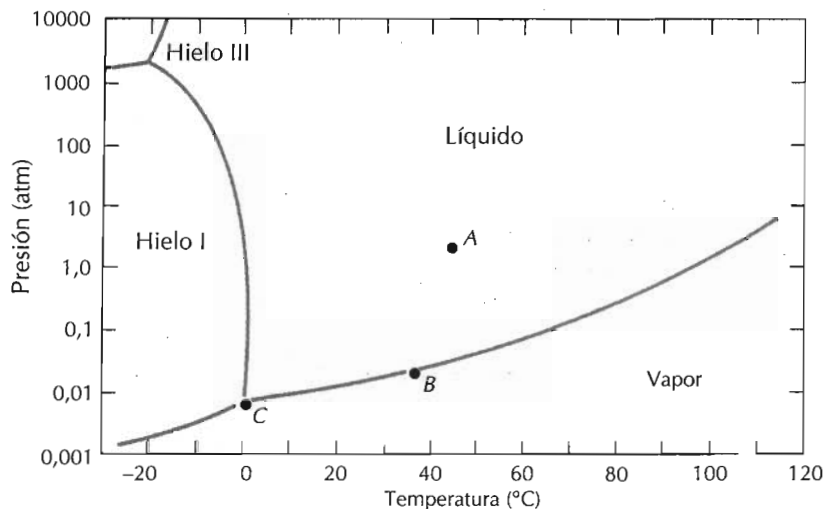
Composición de la aleación	Fracción fase $\alpha$	Fracción fase $\beta$
70% A-30% B	0,78	0,22
35% A-65% B	0,36	0,64

- 9.22 Una hipotética aleación A-B de composición 40% B-60% A está a una temperatura que las fracciones de masa para las fases  $\alpha$  y  $\beta$  son 0,66 y 0,34. Si la composición de la fase  $\alpha$  es 13% en peso de B y 87% A, ¿cuál es la composición de la fase  $\beta$ ?
- 9.23 ¿Es posible tener una aleación cobre-plata de composición 20% Ag-80% Cu que, en el equilibrio, consta de fase  $\alpha$  y de líquido con las fracciones de masa  $W_{\alpha} = 0,80$  y  $W_L = 0,20$ ? En caso afirmativo, ¿cuál es la temperatura aproximada de esta aleación? En caso negativo explicar la causa.
- 9.24 A partir de 5,7 kg de una aleación magnesio-plomo de composición 50% en peso Pb-50% Mg, ¿es posible tener fase  $\alpha$  en equilibrio con fase  $Mg_2Pb$  con masa de 5,13 y 0,57 kg, respectivamente? En caso afirmativo, ¿cuál es la temperatura de la aleación? En caso negativo explicar la causa.

- 9.25 Calcular la fracción volumétrica de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  de una aleación de 60% en peso Ag-40% en peso Cu a 150°C. Las densidades de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  son 11,3 y 7,3 g/cm<sup>3</sup>, respectivamente.
- 9.26 A 200°C, ¿cuál es la solubilidad máxima de: (a) Cu en Ag y (b) Ag en Cu?
- 9.27 Se temple rápidamente, con el fin de mantener la microestructura, una aleación 60% Pb-40% Mg desde elevada temperatura hasta temperatura ambiente. Esta microestructura consiste en fase  $\alpha$  y Mg<sub>2</sub>Pb cuyas respectivas fracciones de masa son 0,42 y 0,58. Determinar la temperatura aproximada desde la que se ha templado.
- 9.28 ¿Es posible conseguir, a 460°C, una aleación magnesio-plomo cuyas fracciones de masas  $\alpha$  primaria y  $\alpha$  total sean 0,60 y 0,85, respectivamente? Justificar la respuesta.
- 9.29 A partir de 2,8 kg de una aleación estaño-plomo, ¿es posible tener 2,21 kg de  $\beta$  primaria y 2,53 kg de  $\beta$  total a 180°C? Justificar la respuesta.
- 9.30 Dada una aleación estaño-plomo que contiene 80% Sn y 20% Pb a 180°C determinar las fracciones de masas de:
- (a) Las fases  $\alpha$  y  $\beta$ .
  - (b) Los microconstituyentes  $\beta$  primario y eutéctico.
  - (c) El eutéctico.
- 9.31 La microestructura de una aleación cobre-plata a 775°C consta de  $\alpha$  primario y eutéctico. Determinar la composición de la aleación sabiendo que las fracciones de masas de estos dos microconstituyentes son 0,73 y 0,27, respectivamente.
- 9.32 Considerar un hipotético diagrama de fases de los metales A y B similar al del sistema estaño-plomo de la Figura 9.7. Suponer que: (1) las fases  $\alpha$  y  $\beta$  existen en los extremos A y B, respectivamente, del diagrama, (2) la composición del eutéctico es 36% A-64% B y (3) la composición de la fase  $\alpha$  a la temperatura eutéctica es 88% A-12% B. Determinar la composición de la aleación cuyas fracciones de masas  $\beta$  primaria y  $\beta$  total son 0,367 y 0,768, respectivamente.
- 9.33 Explicar brevemente por qué la solidificación de una aleación eutéctica forma una microestructura constituida por capas alternas de las dos fases sólidas.
- 9.34 Esquematizar las microestructuras, indicando la composición aproximada, obtenidas al enfriar lentamente una aleación 85% Pb-15% Mg a las siguientes temperaturas: 600, 500, 270 y 200°C.
- 9.35 Esquematizar las microestructuras, indicando la composición aproximada, obtenidas al enfriar muy lentamente una aleación 68% Zn-32% Cu a las siguientes temperaturas: 1000, 760, 600 y 400°C.
- 9.36 Esquematizar las microestructuras, indicando la composición aproximada, obtenidas al enfriar muy lentamente una aleación 30% Zn-70% Cu a las siguientes temperaturas: 1100, 950, 900 y 700°C.
- 9.37 ¿Cuál es la principal diferencia entre una transformación de fases congruente e incongruente?
- 9.38 La Figura 9.31 reproduce el diagrama estaño-oro y se han designado las regiones monofásicas. Especificar la temperatura y la composición de los puntos donde ocurren transformaciones de fases eutécticas, eutectoides, peritéticas y congruentes. Escribir la reacción que, en cada punto, tiene lugar al enfriar.
- 9.39 La Figura 9.32 reproduce parte del diagrama cobre-aluminio y se han designado las regiones monofásicas. Especificar la temperatura y la composición de los puntos donde ocurren transformaciones de fases eutécticas, eutectoides, peritéticas y congruentes. Escribir la reacción que, en cada punto, tiene lugar al enfriar.

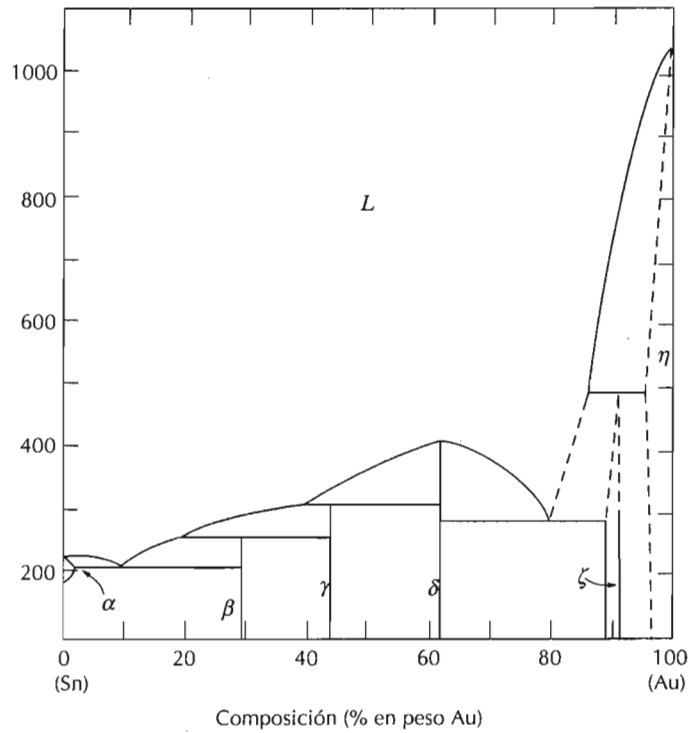


- 9.40 En un sistema ternario hay tres componentes y la temperatura es una variable. Calcular el número máximo de fases presentes al mantener constante la presión.
- 9.41 Al diagrama de fases presión-temperatura del H<sub>2</sub>O adjunto, aplicar la regla de las fases de Gibbs en los puntos A, B y C; esto es, especificar el número de grados de libertad de cada punto, que es el número de variables controlables externamente para definir completamente el sistema.

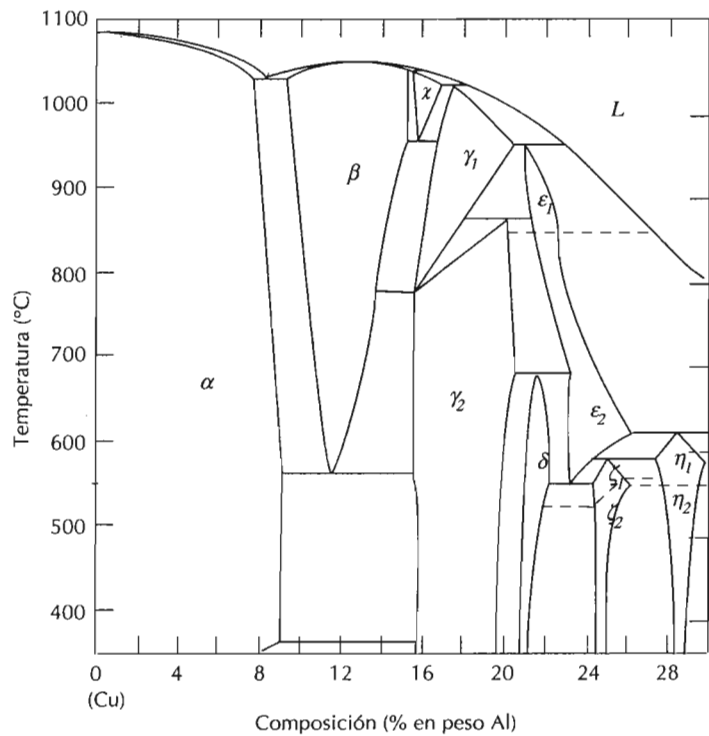


- 9.42 El carbono existe como soluto en el hierro  $\alpha$  BCC y en el hierro  $\gamma$  FCC. Explicar brevemente por qué la solubilidad máxima del carbono es mucho mayor en hierro  $\gamma$  (2,11% C) que en hierro  $\alpha$  (0,022% C) a pesar de tener un factor de empaquetamiento atómico mucho mayor la estructura FCC.
- 9.43 Calcular las fracciones de masas de la ferrita  $\alpha$  y de la cementita en la perlita.
- 9.44 ¿Cuál es la diferencia entre fase y constituyente?
- 9.45 (a) ¿Cuál es la diferencia entre un acero hipoeutectoide y un acero hipereutectoide?  
 (b) En un acero hipoeutectoide hay ferrita proeutectoide y eutectoide. Explicar la diferencia entre ambas. ¿Cuál es el porcentaje en carbono de cada una?
- 9.46 Explicar brevemente por qué la fase proeutectoide se forma a lo largo de los límites de grano austeníticos. Consultar la Sección 4.5.
- 9.47 ¿Cuál es el porcentaje de carbono de un acero al carbono si la fracción de cementina es de 0,10?
- 9.48 ¿Cuál es la fase proeutectoide de un acero al carbono cuyas fracciones máxicas de ferrita y de cementita son 0,86 y 0,14, respectivamente? ¿Por qué?
- 9.49 Enfriar hasta temperaturas inferiores a 727°C 3,5 kg de austenita con 0,95% C.  
 (a) ¿Cuál es la fase proeutectoide?  
 (b) ¿Cuántos kilogramos de ferrita y de fase proeutectoide se forman?  
 (c) ¿Cuántos kilogramos de perlita y de fase proeutectoide se forman?  
 (d) Esquematizar y designar la microestructura resultante.
- 9.50 Enfriar hasta temperaturas inferiores a 727°C 6,0 kg de austenita con 0,45% C.  
 (a) ¿Cuál es la fase proeutectoide?  
 (b) ¿Cuántos kilogramos de ferrita y de fase proeutectoide se forman?

**Figura 9.31** Diagrama de fases estaño-oro. (Adaptado con permiso de *Metals Handbook: Metallography, Structures and Phase Diagrams*, Vol.8, 8ª edición. ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, 1973.)



**Figura 9.32** Diagrama de fases cobre-aluminio. (Adaptado con permiso de *Metals Handbook: Metallography, Structures and Phase Diagrams*, Vol.8, 8ª edición. ASM Handbook Committee, T. Lyman, Editor, American Society for Metals, 1973.)



- (c) ¿Cuántos kilogramos de perlita y de fase proeutectoide se forman?  
 (d) Esquematizar y designar la microestructura resultante.
- 9.51 Calcular las fracciones máscas de perlita y de ferrita proeutectoide que se generan en un acero al carbono con 0,35% C.
- 9.52 La microestructura de un acero al carbono consta de perlita y de ferrita proeutectoide; las fracciones máscas de estos dos constituyentes son 0,174 y 0,826, respectivamente. Determinar la concentración de carbono de esta aleación.
- 9.53 Las fracciones máscas de la ferrita y de la cementita de un acero al carbono son 0,91 y 0,09, respectivamente. Justificar si se trata de un acero hipo o hipereutectoide.
- 9.54 La microestructura de un acero al carbono consta de cementita proeutectoide y de perlita; las fracciones de masa de estos microconstituyentes son 0,11 y 0,89, respectivamente. Determinar el porcentaje de carbono del acero.
- 9.55 Considerar 1,5 kg de acero al carbono con 0,3% C enfriados hasta temperatura justamente inferior al eutectoide.
- (a) ¿Cuántos kilogramos de ferrita proeutectoide se forman?  
 (b) ¿Cuántos kilogramos de ferrita eutectoide se forman?  
 (c) ¿Cuántos kilogramos de cementita se forman?
- 9.56 Calcular la fracción máscica máxima de cementita proeutectoide de un acero hipereutectoide.
- 9.57 ¿Existe un acero con fracción máscica de cementita y de ferrita proeutectoide de 0,057 y 0,36, respectivamente? ¿Por qué o por qué no?
- 9.58 ¿Existe un acero con fracción máscica de ferrita y de perlita de 0,860 y 0,969, respectivamente? ¿Por qué o por qué no?
- 9.59 Calcular la fracción máscica de cementita eutectoide en un acero al carbono de 1,00% C.
- 9.60 La fracción máscica de cementita *eutectoide* en un acero es 0,109. ¿Es posible determinar, con este dato, la composición del acero? ¿Cuál es? Si no es posible, justificarlo.
- 9.61 La fracción máscica de ferrita *eutectoide* en un acero es 0,71. ¿Es posible determinar, con este dato, la composición del acero? ¿Cuál es? Si no es posible, justificarlo.
- 9.62 Esquematizar las microestructuras obtenidas al enfriar muy lentamente una fundición de 3% C al llegar a las temperaturas: 1250, 1145 y 700°C. Determinar las fases e indicar su composición aproximada.
- 9.63 Generalmente las propiedades de las aleaciones multifases se pueden relacionar.

$$E(\text{aleación}) = E_{\alpha}V_{\alpha} + E_{\beta}V_{\beta}$$

donde  $E$  representa una propiedad específica (módulo elástico, dureza, etc.) y  $V$  es la fracción de volumen. Los subíndices  $\alpha$  y  $\beta$  denotan la existencia de fases o microconstituyentes. Utilizar la relación anterior para determinar la dureza Brinell aproximada de un acero al carbono con 0,25% C. Suponer que las durezas Brinell de la ferrita y de la perlita son 80 y 280, respectivamente, y que las fracciones volumétricas se aproximan a las fracciones máscas.

- 9.64 Estimar la composición de la aleación micrografiada en la Figura 9.13b, teniendo en cuenta el diagrama Pb-Sn de la Figura 9.7 y comparar con los datos de la Figura 9.13b. Suponer: (1) que las fracciones de área de cada fase y microconstituyente en la micrografía equivale a la fracción volumétrica; (2) las densidades de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  y del eutéctico son 11,2, 7,3 y 8,7 g/cm<sup>3</sup>,

respectivamente y (3) esta micrografía representa la microestructura de equilibrio a 180°C.

- 9.65** Un acero contiene 95,7% Fe, 4,0% Mo y 0,3% C.  
(a) ¿Cuál es la temperatura eutectoide de esta aleación?  
(b) ¿Cuál es la composición del eutectoide?  
(c) ¿Cuál es la fase proeutectoide?

Suponer que no se producen cambios en las posiciones de otros límites de fase con la adición de Mo.

- 9.66** Un acero aleado contiene 93,65% Fe, 6,0% Mn y 0,35% C.  
(a) ¿Cuál es la temperatura eutectoide aproximada de esta aleación?  
(b) ¿Cuál es la fase proeutectoide cuando esta aleación se enfría justo por debajo del eutectoide?  
(c) Calcular las cantidades relativas de fase proeutectoide y de perlita.

Suponer que no se producen cambios en las posiciones de otros límites de fase con la adición de Mn.