

3

Diagramas de equilibrio Sistemas binarios

ANÁLISIS TÉRMICO - CURVAS DE ENFRIAMIENTO

Se denomina **análisis térmico** al estudio de la variación de temperatura experimentada por un metal o aleación durante su calentamiento o enfriamiento. Si suministramos calor a un material metálico éste experimentará un aumento de temperatura. Con cantidades de calor constante por unidad de tiempo tendremos una elevación continua de temperatura en el material, siempre que éste no experimente transformación alguna. La representación gráfica de la variación de la temperatura del material con el tiempo se denomina **curva de calentamiento** o **curva de enfriamiento**. Un metal que no experimenta transformación alguna en el rango de temperaturas consideradas, posee la curva de calentamiento correspondiente a la figura 3.1 y la curva de enfriamiento de la figura 3.2.

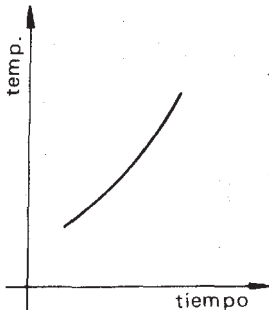


Figura 3-1

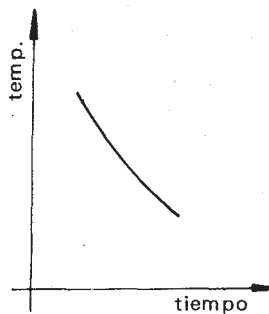


Figura 3-2

Las transformaciones experimentadas en la estructura de metales ocurren generalmente con absorción o desprendimiento de energía. Si durante el enfriamiento de un metal éste pasa por una temperatura a la cual experimenta alguna transformación estructural, su curva de enfriamiento presentará una inflexión. Así, por ejemplo, la curva de enfriamiento de un **metal puro** presenta una meseta que corresponde a su temperatura de solidificación (figura 3.3). En efecto, mientras dura la solidificación el sistema desprende la diferencia de energía entre el estado líquido y sólido. Esta energía desprendida compensa a la que se retira del sistema durante el enfriamiento. Por lo tanto, la temperatura permanecer constante mientras dura el cambio de estado. Una vez completada la solidificación, la curva de enfriamiento continúa su descenso (figura 3.3).

En la práctica suele necesitarse un pequeño subenfriamiento para lograr el comienzo de la solidificación (figura 3.4). Una vez comenzada la

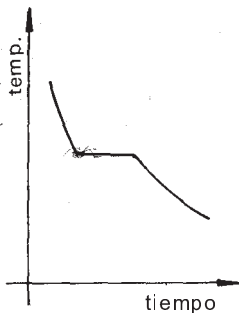


Figura 3-3

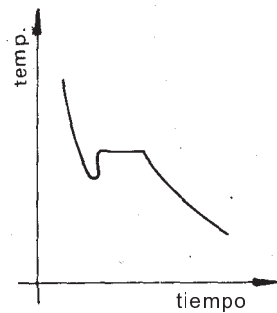


Figura 3-4

cristalización, la temperatura sube hasta el valor que le corresponde y se mantiene constante durante toda la solidificación. Luego sigue el enfriamiento, ya en fase sólida.

Las aleaciones no suelen presentar curvas de enfriamiento de este tipo. Así, por ejemplo, una aleación de dos metales que se disuelven mutuamente en estado sólido en todas proporciones, presenta un

intervalo de solidificación ($T_1 - T_2$ en la figura 3.5) en lugar de la meseta. Los puntos M y N de la curva de enfriamiento corresponden a los puntos de comienzo y fin de la solidificación. El intervalo de solidificación toma distintos valores de acuerdo a la concentración de los

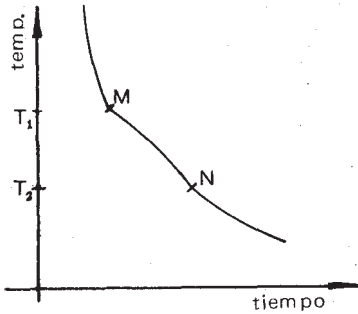


Figura 3-5

metales componentes de la aleación. Así, por ejemplo, siendo A y B los componentes de la solución sólida, podemos determinar toda una gama de curvas de enfriamiento, como lo muestra la figura 3.6.

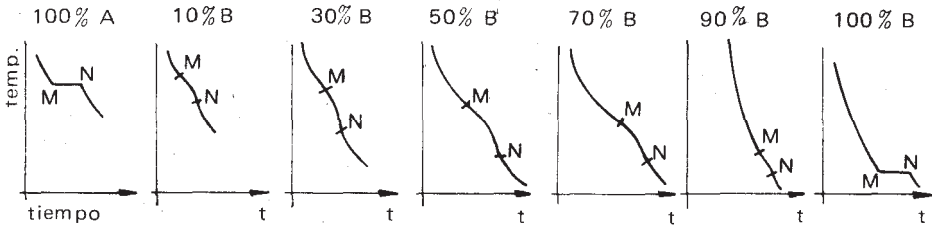


Figura 3-6

Si representamos esta serie de curvas en un solo diagrama, indicando sobre las ordenadas las temperaturas y sobre las abscisas las concentraciones de B en A, tendremos la figura 3.7. Si ahora unimos todos los

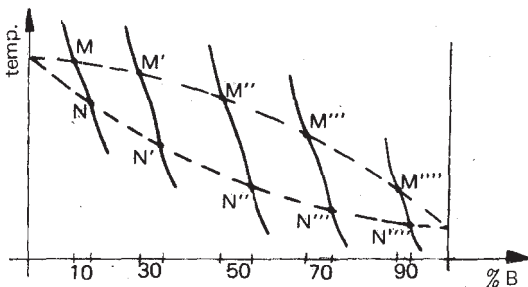


Figura 3-7

puntos de comienzo y todos los de fin de la solidificación, tendremos el diagrama de transformación de la aleación, que en este caso está constituido por dos curvas: la superior o **líquidus**, por arriba de la cual toda la aleación se encuentra en estado líquido, y la inferior denominada **sólidus**, por debajo de la cual toda la aleación está en estado sólido (figura 3.8). Entre ambas curvas tenemos una aleación bifásica: coexistencia de fases líquida y sólida.

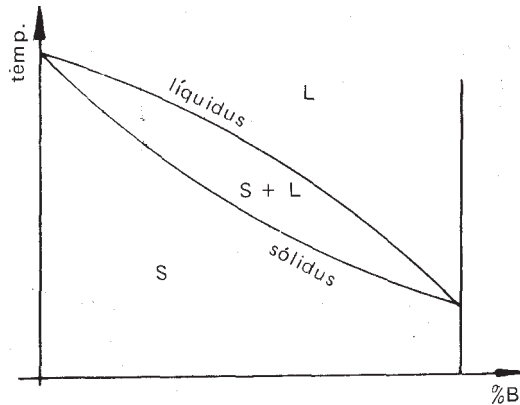


Figura 3-8

Los diagramas de transformación representan los cambios experimentados por las distintas aleaciones al variar su concentración y su temperatura. Estas representaciones aluden a transformaciones lentas, que permiten al sistema efectuar los desplazamientos atómicos necesarios para mantener durante todo el tiempo un estado de equilibrio estable. Por eso se denominan también diagramas de equilibrio. Se obtienen yuxtaponiendo curvas de enfriamiento correspondientes a toda la gama de concentraciones de una aleación determinada y uniendo los puntos de inflexión (de transformación) que presentan (figura 3.7). En esta figura, los planos que contienen las curvas de enfriamiento se consideran perpendiculares al plano del papel.

Los diagramas de equilibrio presentan aspectos diferentes para cada tipo de aleación. Su estudio facilita comprender los caracteres distintivos de los diversos tipos de aleaciones. Por otra parte resultan ser auxiliares inapreciables en todos los trabajos de metalurgia.

Estudiaremos los diagramas de equilibrio de los siguientes tipos de aleaciones:

1. Aleaciones binarias de componentes

- a) Solubles en estado líquido e insolubles en estado sólido.
- b) Solubles en estado líquido y solubles en estado sólido.
- c) Solubles en estado líquido y parcialmente solubles en estado sólido.
- d) Insolubles en estado líquido e insolubles en estado sólido.
- e) Insolubles en estado líquido y parcialmente solubles en estado sólido.
- f) Que contienen compuestos intermetálicos.
- g) Que contienen reacciones peritéticas.
- h) Que contienen transformaciones en estado sólido.

2. Aleaciones ternarias, cuaternarias, etc.

Destacaremos en cada caso la estructura metalográfica y las propiedades mecánicas de la aleación correspondiente a cada zona del diagrama.

ALEACIONES BINARIAS DE COMPONENTES SOLUBLES EN ESTADO LÍQUIDO Y COMPLETAMENTE INSOLUBLES EN ESTADO **SÓLIDO**

Diagrama Eutéctico

Este es un caso muy importante y el estudio del diagrama correspondiente ofrece mucho interés al metalurgista. Estudiaremos la aleación Cadmio-Bismuto, que es un ejemplo característico de este tipo de aleaciones. El análisis térmico de las aleaciones Cd-Bi de diferentes concentraciones arroja curvas con un intervalo de solidificación y una meseta (figura 3.9). A medida que aumentamos el porcentaje de Bi de la aleación, disminuye el intervalo de solidificación y aumenta la longitud de la meseta, hasta llegar a una concentración crítica, en este caso 60% Bi y 40% Cd, para la cual no existe intervalo de solidificación y la meseta adquiere su longitud máxima. Esta aleación presenta, como los metales puros, una única temperatura de solidificación. Se denomina **aleación eutéctica**. La concentración que le corresponde se llama **concentración eutéctica** y su temperatura de solidificación **temperatura eutéctica** (ver figura 3.9). Las aleaciones de concentración en Bi mayor que 60% vuelven a presentar, además de la meseta, un intervalo de solidificación.

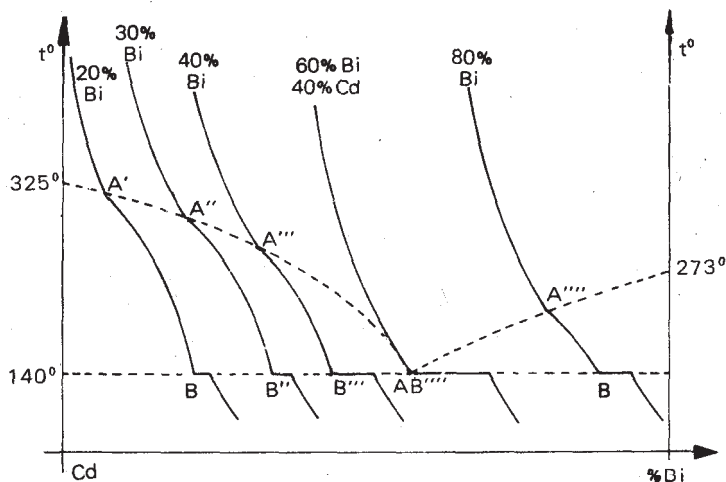


Figura 3-9

Si unimos ahora los puntos de comienzo y fin de la solidificación obtendremos el diagrama de equilibrio que corresponde a este tipo de aleaciones denominado también diagrama eutéctico (figura 3.10).

Figura 3-11

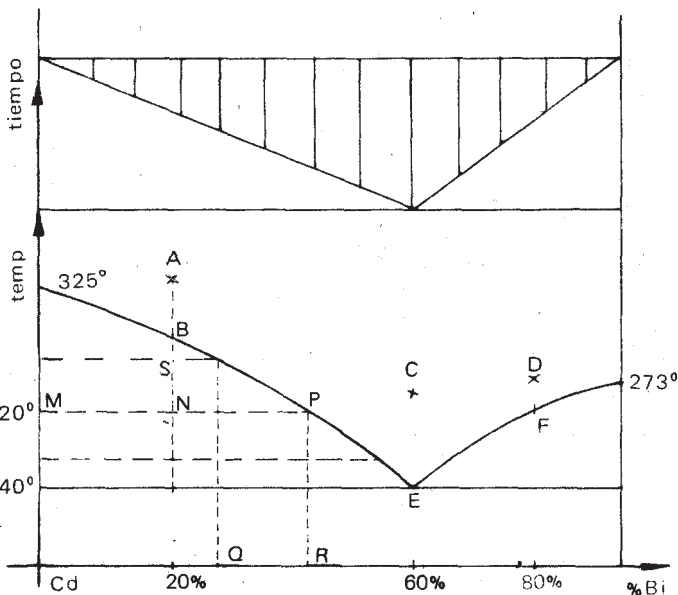


Figura 3-10

En efecto, de acuerdo a la ley crioscópica de Raul (física: soluciones) referente a los puntos de solidificación de soluciones cuyos componentes resultan insolubles en estado sólido tenemos que: "La temperatura de solidificación de un líquido disminuye con el agregado de una sustancia soluble en estado líquido e insoluble en estado sólido". La disminución de la temperatura de solidificación es proporcional a la cantidad de moléculas disueltas (propiedad coligativa). De este modo, siendo las temperaturas de solidificación de los metales puros Cd y Bi $325\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $273\text{ }^{\circ}\text{C}$, respectivamente (figura 3.10), toda aleación de ambos componentes solidificará a temperaturas menores que las citadas, originándose dos curvas de solidificación descendentes (líquidus) que deberán converger en un punto. A este punto se lo denomina eutéctico y corresponde a la aleación de menor punto de solidificación.

Ejemplo de aplicación. Si se toma una aleación A de 20% de Bi en Cd en estado líquido y se lo enfría, al llegar al punto B (figura 3.10) comienzan a separarse cristales de metal Cd puro. El líquido remanente pierde componente Cd y se va enriqueciendo en Bi. En consecuencia, y de acuerdo a la Ley de Raoult, bajará su temperatura de solidificación. Por lo tanto, para proseguir la solidificación debe efectuarse un descenso de la temperatura del líquido. A medida que sigue bajando la temperatura y prosigue la precipitación de Cd puro, aumentando los cristales en número y tamaño, la composición del líquido remanente toma los valores de las proyecciones sobre la abscisa de los puntos de la curva BE. Finalmente, cuando la temperatura llega a $140\text{ }^{\circ}\text{C}$ estaremos en presencia de cristales de Cd puro en el seno de un líquido cuya composición química corresponde al eutéctico E. En ese punto las líneas del líquido y sólido coinciden. Por debajo de esta temperatura no puede existir metal líquido. Por lo tanto en este punto debe solidificar todo el líquido remanente formado por Cd y Bi. Pero hemos dicho que estos metales no son miscibles en estado sólido. Precipitarán por lo tanto en forma separada yuxtaponiéndose los pequeños cristales de ambos metales impidiendo, de esta manera, su mutuo crecimiento. Cada cristal de Cd precipitado produce a su alrededor una sobresaturación en Bi, que precipitará luego. Se origina una estructura de grano muy fino uniformemente distribuido, denominado eutéctico, que rodea a los cristales primarios de Cd puro formados previamente.

Si tomamos ahora una aleación correspondiente a la concentración de 60% Bi y 40% Cd en estado líquido (por ejemplo el punto C de la figura 3.10) y la enfriamos, no experimentará cambio alguno hasta que la temperatura alcance el valor de $140\text{ }^{\circ}\text{C}$. En este momento coprecipi-

tan cristales puros de Cd y Bi, formando el eutéctico. Como se ve en la figura 3.10, ésta es la aleación de menor punto de solidificación de toda la gama.

Si estudiamos una aleación líquida de 80% de Bi (en el punto D de la figura 3.10) veremos que durante el enfriamiento, al llegar al punto F, comienza a precipitar Bi puro a partir del líquido. El líquido remanente, al ir perdiendo Bi, se enriquece en Cd y su composición sigue los valores de las proyecciones sobre la abscisa de la curva FE. Al llegar a la temperatura de 140 °C (temperatura eutéctica) tendremos cristales de Bi puro en el seno de un líquido de composición eutéctica, que a partir de este instante precipita en forma de eutéctico rodeando los cristales primarios de Bi. La precipitación del eutéctico no es instantánea. Su duración es proporcional a la cantidad de eutéctico a formarse. Pero durante su precipitación la temperatura permanece constante, como en el caso de los metales puros.

En el proceso de solidificación podemos medir el tiempo durante el cual la temperatura permanece constante. Este tiempo toma un valor máximo para la aleación eutéctica y va disminuyendo a medida que nos alejamos hacia ambos extremos del diagrama. Si superponemos al diagrama de equilibrio de la figura 3.10 otro que comparta la abscisa con el primero y cuya ordenada represente los tiempos de permanencia a temperatura constante durante la solidificación (longitudes de las mesetas, en las curvas de enfriamiento de la figura 3.9), tendremos la figura 3.11. Una aplicación práctica de este diagrama doble es poder calcular la composición química de una aleación (su ley) a partir del dato del tiempo de permanencia a temperatura constante durante la solidificación. Debe trabajarse con la misma masa total de aleación que la que ha servido para construir el diagrama de los tiempos.

Durante la solidificación descripta podemos conocer a cada temperatura la proporción entre las cantidades de líquido y sólido presentes. En efecto, en la figura 3.10 los segmentos horizontales correspondientes a cada temperatura están subdivididos por la vertical de la concentración inicial en dos partes inversamente proporcionales a las cantidades de líquido y sólido presentes.

Así, a la temperatura de 220 ° C tendremos para la aleación de 20 % de Bi en Cd:

$$\frac{\text{Cant. líquido}}{\text{Cant. sólido}} = \frac{\text{MN}}{\text{NP}}$$

$$\frac{\text{Cant. líquido}}{\text{Cant. líq. + Cant. sól.}} = \frac{\text{MN}}{\text{MP}}$$

$$\% \text{ líquido} = \frac{\text{MN}}{\text{MP}} \times 100$$

$$\% \text{ sólido} = \frac{\text{NP}}{\text{MP}} \times 100$$

Tendremos pues a 220 °C, por ejemplo, una cantidad en % de líquido igual a

$\frac{\text{MN}}{\text{MP}} \times 100$, de composición química R (45 % Bi) y una cantidad en % de sólido igual a $\frac{\text{NP}}{\text{MP}} \times 100$, de composición química 100% Cd.

Para el estudio de la estructura metalográfica y propiedades mecánicas de las diversas aleaciones que representa un diagrama eutéctico, dividiremos éstas en:

- a) aleaciones hipoeutécticas Nos. 2 y 3 (figura 3.12);
- b) aleaciones eutécticas N° 4 (figura 3.12); y
- c) aleaciones hipereutécticas Nos. 5 y 6 (figura 3.12).

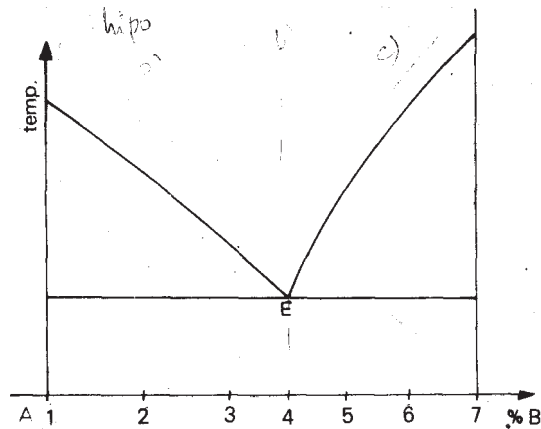


Figura 3-12

Detallaremos a continuación la estructura metalográfica y las propiedades mecánicas de cada una de las aleaciones representadas en la figura 3.12.

La aleación N° 1 corresponde al metal puro A. Presenta una estructura metalográfica de granos más o menos equiaxiales (poligonales) (figuras 3.13 y 14.1). Las propiedades mecánicas que le corresponden son las de los metales puros: gran plasticidad y conductividad eléctrica y poca dureza y resistencia mecánica. No ofrece fragilidad puesto que se forma de un solo tipo de granos (una sola fase) y no tiene, en consecuencia, interfases que puedan dar valores bajos de cohesión. Como todo metal puro se genera por el mecanismo de nucleación y crecimiento y, por lo tanto, el tamaño de grano está regido por "el número de gérmenes existentes en el baño líquido antes de la solidificación y por la velocidad de enfriamiento del mismo.

Las aleaciones Nos. 2 y 3 (figura 3.12) se denominan hipoeutécticas. La estructura metalográfica presenta cristales primarios de metal puro A rodeados por un eutético formado por los componentes A y B (figura 3.14).

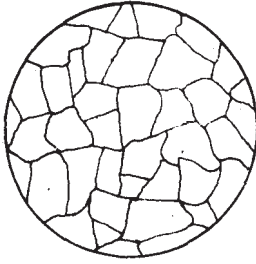


Figura 3-13

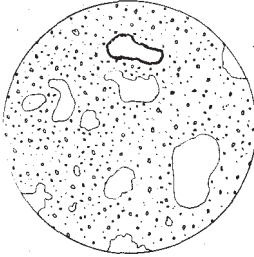


Figura 3-14

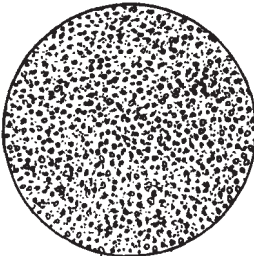


Figura 3-15

En la aleación N° 2 tenemos mayor cantidad y tamaño de cristales A que en la 3. En estas aleaciones va desapareciendo la plasticidad a medida que aumenta el porcentaje de eutéctico en su estructura, aumentando al mismo tiempo la resistencia mecánica. Como se trata de una aleación bifásica, debemos tener en cuenta la mayor o menor cohesión existente en la interfase. En caso de contar con valores bajos de cohesión, podemos encontrarnos con la propiedad de fragilidad en materiales de grano grande.

La aleación N° 4 muestra en el microscopio una estructura fina y homogénea de granos pequeñísimos A y B, denominada eutéctico (figuras 3.15 y 1.1.34). Las propiedades mecánicas correspondientes son: ausencia de plasticidad (facilidad de deformación plástica, laminación, forja, etc), buena resistencia mecánica, mayor dureza que las aleaciones hipoeutécticas y gran resistencia al choque y a la fatiga (esfuerzos alternados).

Las aleaciones Nos 5 y 6 son llamadas hipereutécticas. Su estructura y propiedades se asemejan a las aleaciones 2 y 3 (figura 3.12).

La aleación N° 7 corresponde al metal puro B y su estructura y propiedades pueden compararse con la N°1.

ALEACIONES BINARIAS COMPLETAMENTE SOLUBLES EN ESTADO LIQUIDO Y SOLIDO

Se trata del caso mencionado en las figuras 3.5, 3.6, 3.7 y 3.8. En estas aleaciones los átomos del segundo elemento denominado soluto, se encuentran alojados en los intersticios de la red cristalográfica (solución sólida intersticial) o reemplazando átomos del solvente (solución sólida sustitucional). En ambos casos los diagramas de equilibrio son similares y la aleación consta de una sola fase. El análisis térmico arroja curvas de enfriamiento con un intervalo de solidificación, como lo indica la figura 3.7.

Durante la solidificación podemos determinar para cada temperatura las cantidades de líquido y sólido presentes, como también la composición química de cada uno de ellos. Así, por ejemplo, para la aleación X de composición P dada por la abscisa (figura 3.16) a la temperatura T_1 tendremos una cantidad de sólido y líquido inversamente proporcional

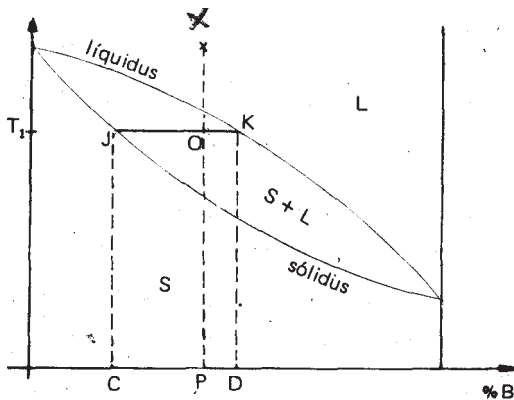


Figura 3-16

a los segmentos determinados sobre la horizontal de la temperatura de trabajo, por las intersecciones del líquidus, del sólidus y de la vertical correspondiente a la composición de la aleación dada.

En la figura 3.16 los segmentos citados son JO y OK, respectivamente. Así:

$$\frac{\text{Cant. s\u00f3lido}}{\text{Cant. l\u00edquido}} = \frac{OK}{JO}$$

$$\frac{\text{Cant. s\u00f3lido}}{\text{Cant. s\u00f3l.} + \text{Cant. l\u00edq.}} = \frac{OK}{OK + JO}$$

$$\% \text{ s\u00f3lido} = \frac{OK}{JK} \times 100$$

$$\% \text{ l\u00edquido} = \frac{JO}{JK} \times 100$$

Tomaremos como ejemplo la aleaci\u00f3n Cobre-N\u00edquel (figura 3.17). Todas las aleaciones de esta serie dan s\u00f3lidos homog\u00e9neos cuando se encuentran en estado de equilibrio estable. Esto se consigue con un enfriamiento lento a partir del estado l\u00edquido o con un tratamiento posterior al de solidificaci\u00f3n.

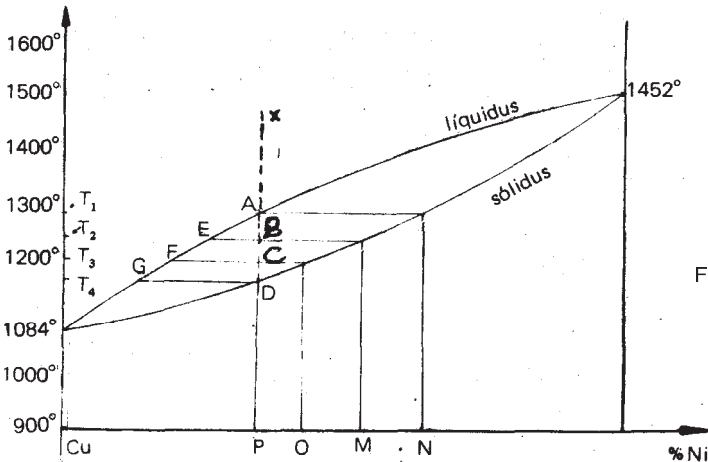


Figura 3-17

Con enfriamiento infinitamente lento a partir de un l\u00edquido de composici\u00f3n P (por ejemplo: punto x de la figura 3.17), tendremos una separaci\u00f3n de granos s\u00f3lidos de composici\u00f3n N como primer precipitado. Al seguir bajando la temperatura (punto/B) precipitar\u00e1 sobre los n\u00facleos de composici\u00f3n N, un material de composici\u00f3n M. Pero a esta temperatura (T₂, figura 3.17)

la composición promedio del sólido precipitado debe ser M. Por lo tanto debe haber una velocidad de difusión lo suficientemente grande como para permitir a algunos átomos de cobre penetrar en el precipitado primeramente formado (N) y aumentar su concentración en Cu hasta el valor M. A la temperatura T_3 (punto C de la figura 3.17) precipitan cristales de solución sólida de concentración O en forma aislada y envolviendo a las anteriores. De nuevo ahora se necesita contar con una difusión eficiente para lograr que a esta temperatura los cristales anteriormente precipitados absorban átomos de Cu hasta tener una composición promedio correspondiente al punto O. Finalmente a la temperatura T_4 termina la solidificación (punto D) y siempre que la difusión lo haya permitido, todo el sólido tendrá la composición P, coincidente con el valor del líquido original. Durante la solidificación la composición química del líquido toma los valores de las proyecciones sobre la abscisa de los puntos A, E, F y G.

A cada temperatura durante la solidificación se cumple la regla de las proporciones entre las cantidades de líquido y sólido presentes, de acuerdo a lo explicado (figura 3.16).

En la práctica no se cumplen todas las condiciones citadas, puesto que la difusión suele ser más o menos deficiente. Como consecuencia, a cada temperatura precipitarán los cristales correspondientes a la composición teórica, pero los previamente formados no modificarán su concentración lo suficiente para dar los valores teóricos requeridos. De este modo, por ej.: a la temperatura T_2 (figura 3.18) el promedio de compo-

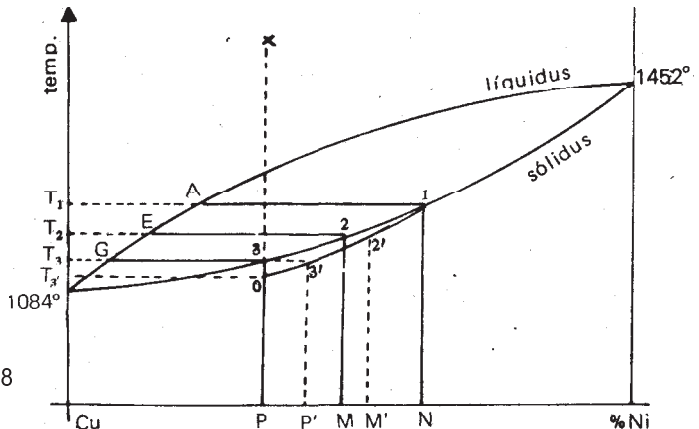


Figura 3-18

sición del sólido existente será M' en lugar de M , a la temperatura T_3 será P' , etc. La línea del sólidos 1 - 2 - 3 se convertirá en la 1 - 2' - 3' - O. Por lo tanto la solidificación no terminará en el punto 3 sino en el O, a una temperatura más baja. Los granos formados tendrán un gradiente de composiciones. En su centro serán más ricos en la componente de mayor punto de solidificación (Ni en nuestro caso) y en la periferia en la otra. Para conseguir una estructura homogénea, no basta pues en la mayoría de los casos con un enfriamiento lento a partir del líquido. Se necesita efectuar un tratamiento de calentamiento y mantenimiento a temperaturas cercanas a la línea del sólidos, seguido de un enfriamiento lento. A este tratamiento se lo denomina recocido de homogeneización. Se requiere partir de una estructura de grano chico para acortar los recorridos de los átomos en la difusión. Por ello se prefiere efectuar un enfriamiento rápido a partir del líquido que produce granos heterogéneos pero chicos y, luego, un recocido de homogeneización.

La estructura y las propiedades mecánicas de las aleaciones solubles en todas las proporciones en estado sólido son granos poligonales más o menos equiaxiales (figuras 3.19 y 11.1), semejantes a los

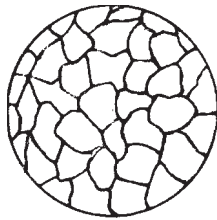


Figura 3-19

metales puros. Gran plasticidad (ductilidad , forjabilidad, etc.) en las composiciones correspondientes a ambos extremos del diagrama. Luego la plasticidad va disminuyendo y aumenta la resistencia mecánica hasta una composición aproximada de 50% de ambos componentes. No presenta fragilidad puesto que hay una sola fase (no existen interfases). Como la solución sólida se genera por el mecanismo de nucleación y crecimiento, el tamaño del grano dependerá del número de gérmenes existentes durante la solidificación y de la velocidad de enfriamiento del material. A su vez, como se ha mencionado con anterioridad, el tamaño de grano influye sobre la resistencia mecánica del material: a temperatura ambiente, a menor tamaño de grano corresponde mayor resistencia mecánica; a temperaturas muy elevadas se invierten los valores.

Existen diagramas de solución sólida total con una temperatura máxima o mínima de solidificación correspondiente a una aleación intermedia de la serie (figura 3.20). A ambos lados de esta temperatura límite, tenemos solución sólida total, pero el material de la izquierda solidifica según un sistema cristalográfico; el de la derecha según otro.

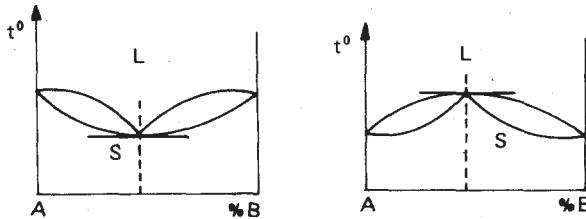


Figura 3-20

ALEACIONES BINARIAS DE COMPONENTES PARCIALMENTE SOLUBLES EN ESTADO SOLIDO (COMPLETAMENTE MISCIBLES EN ESTADO LIQUIDO)

En este caso estamos en presencia de dos metales, cada uno de los cuales disuelve una cantidad limitada del otro. El diagrama correspondiente presenta dos zonas de solución sólida en sus extremos α y β y un eutéctico en su región intermedia (E en la figura 3.21). T_A y T_B son las temperaturas de solidificación de los metales puros A y B.

El punto G indica la máxima cantidad de metal B que puede disolverse en A. Este valor máximo de solubilidad es N% y se obtiene a la temperatura T_2 . A temperaturas menores la solubilidad de B en A va disminuyendo según indica la curva GM, y a la temperatura ambiente el metal A puede contener tan sólo M% de B disuelto.

Otro tanto ocurre en el extremo B del diagrama: el punto H indica la mayor cantidad de metal A soluble en B. Esta solubilidad (R) disminuye con la temperatura de acuerdo a la curva de solubilidad de A en B en estado sólido (curva HP).

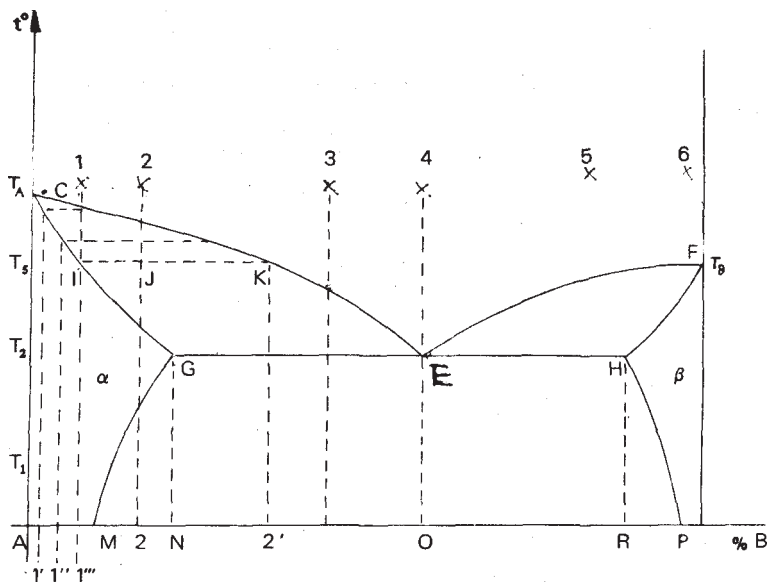


Figura 3-21

El punto E indica la existencia de un eutéctico, T_2 la temperatura de su formación y O la composición química que le corresponde. En este caso el eutéctico no es ya una yuxtaposición de cristales de dos metales puros A y B, puesto que éstos a la temperatura de formación del eutéctico llevan disuelto N y $(100-R)\%$ del otro componente, respectivamente. El eutéctico E está formado, pues, por la yuxtaposición de cristales de solución sólida α de composición N y de solución sólida β de composición R.

La línea CEF corresponde al líquidus, CGEHF al sólidos, GM a la solubilidad de B en A en estado sólido y HP a la solubilidad de A en B en estado sólido. Estas últimas pueden adoptar formas diferentes (figura 3.23) y de acuerdo a ellas podrán aplicarse determinados tratamientos al material.

Desarrollaremos los procesos de solidificación de los diferentes tipos de aleación correspondientes a las distintas zonas de este diagrama.

a) Solución sólida pura.

Aparece a ambos extremos del diagrama. Así por ejemplo, la aleación 1 (figura 3.21) al enfriarse desde el estado líquido, corta la línea de liquidus precipitando en primer término cristales de solución sólida α de composición 1', seguidos de otros de composición 1'', como en el caso de las aleaciones totalmente solubles en estado sólido. Con enfriamientos muy lentos o tratamientos térmicos de homogeneización posteriores, tendremos un material de composición homogénea relativamente dúctil y blando, de valores bajos de resistencia mecánica y sin indicios de fragilidad. Su estructura metalográfica es de granos poligonales más o menos equiaxiales (figura 3.22). Si el enfriamiento, a partir del líquido, ha sido brusco y no se efectuó tratamiento térmico posterior alguno, pueden revelarse heterogeneidades de composición: en el centro de los granos mayor cantidad del componente A y en la periferia del componente B.

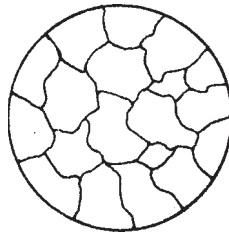


Figura 3-22

La aleación 2 sigue el mismo mecanismo de solidificación descrito para la aleación 1, o sea: produce solución sólida α (figura 3.21). Pero una vez sólida, al seguir bajando la temperatura y cruzar la línea GM que limita la zona de solubilidad sólida, comienza a segregarse el componente B en los bordes de grano y sobre los planos cristalográficos de la estructura anterior. De este modo, un material que solidifica en una estructura homogénea se escinde durante su enfriamiento ulterior. Se puede obtener la estructura homogénea con un enfriamiento rápido desde la temperatura de solubilidad sólida máxima. La línea GM puede adoptar otras formas, como se señala en la figura 3.23. Las líneas GM' y GM'' no provocan la precipitación ulterior del constituyente B anteriormente mencionado. Cuando la línea de

solubilidad adopta la forma GM (figura 3.23) se hace posible efectuar un tratamiento térmico muy interesante, llamado endurecimiento por precipitación o envejecimiento artificial. En el capítulo 6 se estudiará en detalle este tratamiento.

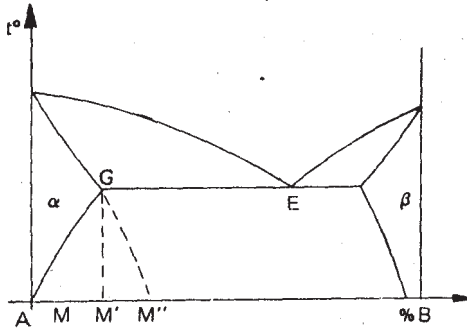


Figura 3-23

b) Solución sólida rodeada de eutéctico.

Es el caso de la aleación N° 3 de la figura 3.21: al enfriarse a partir del estado líquido se llega a la línea de liquidus y precipita solución sólida α , como en el caso anterior. Pero en este caso se llega a la temperatura eutéctica cuando aún existe líquido rodeando a los cristales de solución sólida formados. Este líquido remanente, cuya composición ha ido siguiendo los valores dados de la línea CE, posee a la temperatura eutéctica la composición correspondiente al punto E. Por debajo de esta temperatura no puede existir líquido alguno. Solidifican, por lo tanto, en forma isotérmica cristales alternados de las dos soluciones sólidas: α (de composición N) y β (de composición R). El sólido así formado en un enfriamiento ulterior varía su composición por difusión. En efecto, tanto los cristales primarios α como los pequeños cristales constitutivos α del eutéctico poseen, a la temperatura de su formación, N% de componente B. Pero la solubilidad de B en A va disminuyendo con el descenso de temperatura en el estado sólido, según la línea GM, segregándose por lo tanto N-M % de componente B de la solución sólida ya formada. Este constituyente así segregado va al borde de los granos, donde tiene la posibilidad de nuclearse. No será metal B puro sino solución sólida β de concentración P, pues a temperatura ambiente B disuelve una pequeña cantidad de metal A. A su vez los pequeños cristales β constitutivos del eutéctico tendrán, en el momento de su formación, la concentración R que, por segregación

ulterior, quedará en un valor igual a P a temperatura ambiente (figura 3.21). Estamos, en definitiva, en el caso de una aleación bifásica como en las aleaciones Nos. 2 y 3 de la figura 3.12, cuya estructura metalográfica (granos poligonales de solución sólida rodeados de eutéctico) se asemeja a la figura 3.14. Cuanto mayor sea la cantidad y tamaño de los granos de solución sólida, más blanda será la aleación y cuanto mayor la proporción del eutéctico mayor será su resistencia mecánica, su tenacidad y su resistencia a la fatiga. Como en el caso citado, debemos tener en cuenta el tamaño de grano en caso de tener interfases con valores bajos de cohesión. En cuanto a la colabilidad (fluidez) aumenta con la cantidad de eutéctico presente.

En las aleaciones de solución sólida sin eutéctico y en especial en los tenores altos de soluto (ej.: aleación 2 de la figura 3.21), la colabilidad es mala, aparecen fisuras de solidificación y porosidades en zonas extensas. En las aleaciones que contienen eutéctico, en cambio, hay mayor fluidez, ausencia de fisuras de colada y porosidades. Hay una cavidad central (rechupe) en la zona superior de los lingotes, que puede eliminarse por corte.

c) Eutéctico.

Se trata de la aleación N° 4 de la figura 3.21. Aquí tenemos un proceso de solidificación muy simple. La aleación líquida permanece inalterada hasta llegar al punto E, confluencia de las líneas del líquidus y el sólidus. A esta temperatura precipita un eutéctico constituido por solución sólida α y β de composición N y R respectivamente. Durante el enfriamiento ulterior cada uno de los cristales segrega algo del otro componente en los bordes de los granos hasta quedar con las concentraciones M y P respectivamente (figura 3.21). Este material es el de grano más fino de la serie y, por lo tanto, será más duro, tenaz y resistente que cualquier otra aleación correspondiente a este diagrama. Tiene, además, excelente colabilidad sin presentar fisuras de solidificación. Su estructura metalográfica se asemeja a la figura 3.15.

La aleación N° 5 de la figura 3.21 se asemeja a la N° 3 y la aleación N°6 a la N° 1.

El diagrama que hemos estudiado se puede obtener, como los tratados anteriormente, por medio de análisis térmico, o sea la construcción de una serie de curvas de enfriamiento de aleaciones de distinta composición y la unión de los puntos de comienzo y fin de la solidificación. La figura 3.24 ilustra el procedimiento.

Al igual que en los casos precedentes, podemos acá seguir el proceso de solidificación y saber a cada temperatura la cantidad y concentración de sólido precipitado y del líquido remanente. Así, la aleación N° 2 de la figura 3.21, a la temperatura T_5 tendrá:

$$\frac{JK}{IK} \times 100 = \% \text{ de sólido de composición } 1'''$$

y

$$\frac{IJ}{IK} \times 100 = \% \text{ de líquido de composición } 2'$$

Este cálculo es importante para la programación de procesos complejos para obtener aleaciones con propiedades especiales (precipitación interrumpida, subenfriamiento, inoculaciones, etc.).

El proceso descrito se refiere a estructuras en equilibrio estable, obtenidas con velocidades de reacción infinitamente pequeñas. Con enfriamiento más rápido obtendremos estructuras metaestables diferentes a las mencionadas. Así, por ejemplo, la aleación N°2 de la figura 3.21 en equilibrio estable a temperatura T_2 está formada exclusivamente por granos equiaxiales de solución sólida homogénea (figura 3.25). En cambio, si la solidificación ocurrió con enfriamientos más bruscos y no hubo tratamiento posterior de homogeneización, se repetirá el fenómeno

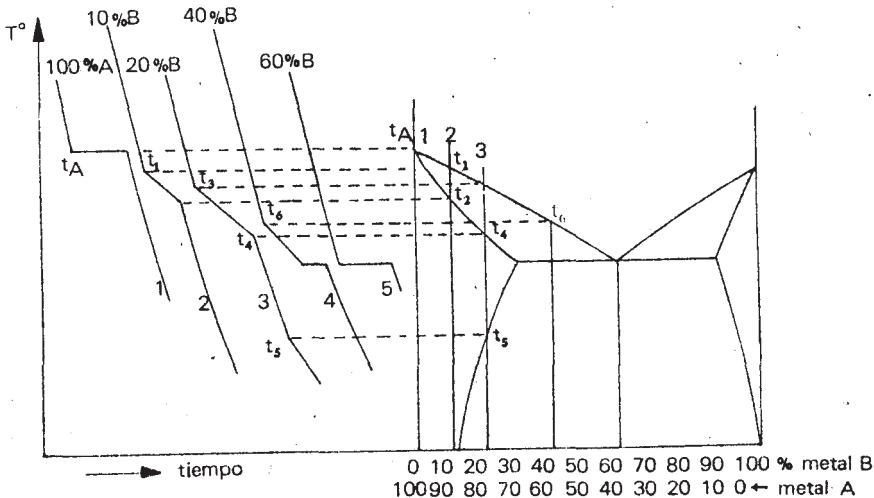


Figura 3-24

representado en la figura 3.18, de difusión deficiente, con lo cual los granos de solución sólida formados tendrán en su centro una zona de composición más baja en el componente B y a la temperatura de solidificación total quedará aún una cierta cantidad de líquido de composición E que solidificará entre los granos de solución sólida en forma de eutéctico (figura 3.26).

Por lo tanto, por un enfriamiento rápido una aleación, que por su composición debería tener una estructura (figura 3.25) y propiedades correspondientes a una solución sólida homogénea, puede presentar, en cambio, una estructura heterogénea (figura 3.26) correspondiente a las aleaciones de otra composición. Las propiedades mecánicas serán acordes con la estructura metalográfica.

En la práctica no es posible enfriar las aleaciones con las velocidades teóricamente indicadas y es, por lo tanto, frecuente obtener "heterogeneidades de colada". Así, en caso de tener que utilizar una pieza en estado bruto de colada (sin tratamiento posterior), se prefiere la aleación M de la figura 3.27 a la M' de la figura 3.28, puesto que al presentar su diagrama un intervalo de solidificación más estrecho la heterogeneidad máxima será la representada por el segmento AB en lugar del A'B'.

Mencionaremos como ejemplo de este tipo de diagrama el de la aleación Pb-Sn. Presenta dos regiones de solución sólida y un eutéctico (figura 3.29). Los puntos B y D marcan la máxima solubilidad de un componente en otro. Las aleaciones con porcentajes de Sn entre 19,5 y 62% están formadas por granos de solución sólida Sn en Pb y el eutéctico. Los comprendidos entre 62 y 97,4 % Sn por granos de solución sólida de Pb en Sn rodeados del eutéctico. La aleación con 62% Sn es eutéctico puro. El eutéctico se forma acá por la yuxtaposición de cristales de solución sólida β de composición 97,4 % Sn y solución sólida α de composición 19,5% Sn. Las aleaciones P, Q y R se utilizan mucho como material de aporte para soldadura a baja temperatura.

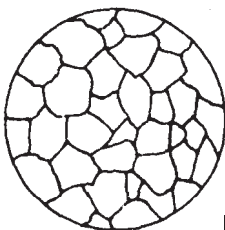


Figura 3-25

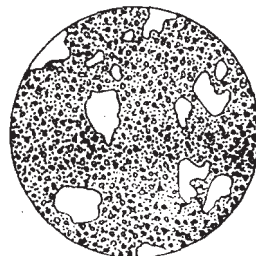


Figura 3 26

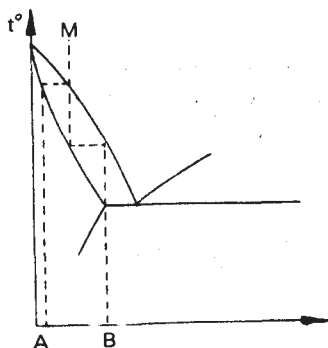


Figura 3-27

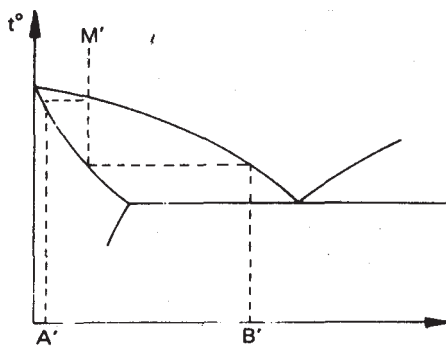


Figura 3-28

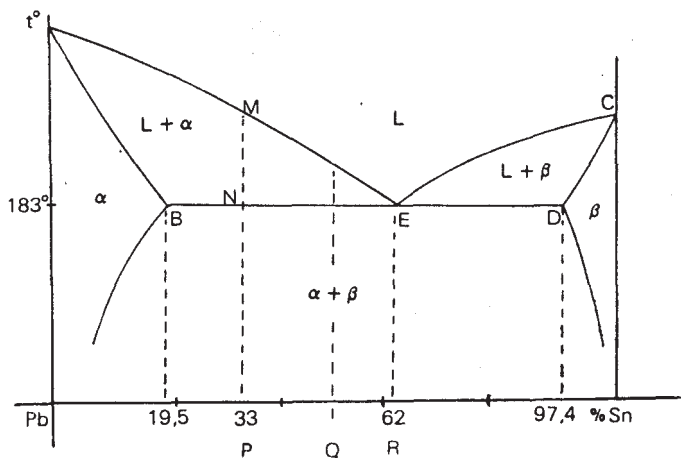


Figura 3-29

ALEACIONES BINARIAS QUE CONTIENEN COMPUESTOS INTERMETÁLICOS

Los metales que componen una aleación pueden formar un compuesto químico definido denominado intermetálico. Así, por ejemplo, la aleación A-B puede formar un compuesto de fórmula A_mB_n . A los efectos del diagrama de equilibrio el compuesto intermetálico se comporta como un componente puro y, como tal, solidifica a temperatura constante. Esta temperatura es la más alta de la serie.

El compuesto intermetálico subdivide el sistema en dos partes: por ejemplo la aleación AB se representará por dos diagramas yuxtapuestos: A - A_mB_n y A_mB_n - B (ver figura 3.30). A ambos lados del compuesto intermetálico puede presentarse cualquier clase de aleación de acuerdo a los tipos citados anteriormente. La aleación A - A_mB_n de la figura 3.30 presenta una solución sólida parcial α , un eutéctico y un compuesto intermetálico.

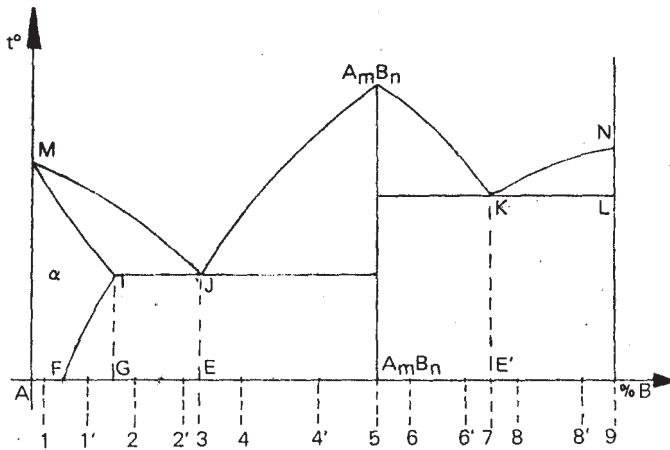


Figura 3-30

Las aleaciones de concentración comprendida entre los valores G y E presentarán en su estado de equilibrio estable granos de solución sólida α (de composición F) rodeados de un eutéctico. Este eutéctico se forma con cristales mixtos α y A_mB_n . En el momento de su formación los cristales α tienen la composición G, pero en el enfriamiento ulterior en estado sólido la solubilidad de B en A disminuye de acuerdo a la línea IF, segregando soluto hasta quedar a la temperatura ambiente, con una concentración igual a F. Las aleaciones de concentración en B menor que F estarán formadas solamente de solución sólida. En cambio la que corresponde a la composición E se formará de constituyente eutéctico solamente ($\alpha + A_mB_n$). Para composiciones con contenidos en el componente B mayores que E (entré E y A_mB_n) obtendremos, durante la solidificación, cristales primarios de compuesto intermetálico rodeados del eutéctico E.

En la otra porción del diagrama tendremos también tres tipos de aleación: entre las concentraciones A_mB_n y E' : compuesto intermetálico primario rodeado de eutéctico E' (el eutéctico E' se compone de cristales de compuesto intermetálico y metal puro B); en la concentración E' : eutéctico puro; finalmente, entre las concentraciones E' y B cristales de componente B rodeados del eutéctico E' .

La propiedad fundamental del compuesto intermetálico es su gran dureza y **resistencia a la abrasión**. La dureza se comunica al material en los casos en que los cristales de compuesto intermetálico son de gran tamaño. Esto ocurre cuando se tiene un compuesto intermetálico primario, o sea precipitando a partir del líquido (cuando es el primer constituyente que solidifica). En el diagrama de la figura 3.30 las aleaciones de compuesto intermetálico primario son las de concentración comprendidas entre los puntos E y E' . En las aleaciones de concentración comprendida entre A y F no se presenta compuesto intermetálico alguno. Entre los puntos G y E el compuesto intermetálico entra a formar parte de un eutéctico en forma de cristales muy pequeños, en los cuales la dureza del material no es función de la dureza de los componentes sino del tamaño de los cristales.

Lo mismo podemos decir de otra propiedad: **la fragilidad**. El compuesto intermetálico posee una gran resistencia mecánica en cristales aislados. Pero dentro de una matriz de otro tipo de constituyente se manifiesta una falta de cohesión en las interfases. Esto produce fragilidad en caso de interfases extensas. Las (interfases extensas se producen en los casos en que el compuesto intermetálico es el primer constituyente que precipita a partir del líquido, o sea cuando tenemos compuesto intermetálico primario (figuras 3.31 y 11.35) son frágiles, mientras que aquéllos que contienen el compuesto intermetálico en cristales muy pequeños formando parte de un eutéctico no lo son.

Existen casos de formación de un compuesto intermetálico en estado sólido por una segregación en borde de grano de una estructura anterior ya sólida. Esto puede presentarse, por ejemplo, por disminución de solubilidad en estado: sólido, como ocurre en la aleación l' de la figura 3.30, que durante el enfriamiento segrega el exceso del componente B a lo largo de la línea FI. En estos casos el compuesto intermetálico forma redes extensas a lo largo de los bordes de grano (figuras 3.32 y 11.24) comunicando una gran fragilidad al material, que romperá a lo largo de estas interfases extensas de poca cohesión.

Resumiendo, podemos decir que los compuestos intermetálicos primarios (figuras 3.31 y 1.1.35) y los constitutivos de redes intergranulares (figuras 3.32 y 1.1.24) comunican gran dureza y fragilidad al material, imposibilitando toda deformación plástica y maquinado.



Figura 3-31

Fundición blanca hipereutéctica: compuesto intermetálico primario en grandes placas y agujas de cementita (CFe_3) rodeado de eutéctico: la ledeburita.



Figura 3-32

Acero hipereutectoide (1,2% C): compuesto intermetálico en forma de red de cementita (CFe_3) rodeando a los granos de eutectoide: perlita.

Otra propiedad importante a tenerse en cuenta es la **conductividad** eléctrica. La presencia del compuesto intermetálico baja la conductividad eléctrica de los materiales. Esto es lógico puesto que los átomos que contiene el compuesto intermetálico no se ligan por el "enlace metálico",/ único responsable de la conductividad eléctrica en estado sólido.

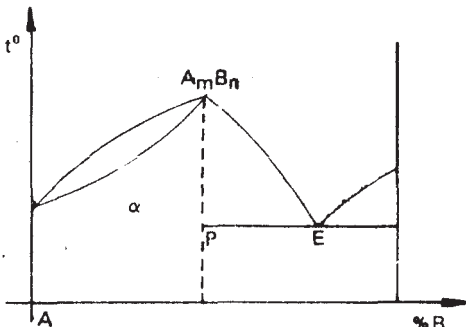


Figura 3-33

Los compuestos intermetálicos pueden formar parte de aleaciones complejas con cualquier otro tipo de constituyente. En las figuras 3.33 y 3.34 ilustramos algunos ejemplos: en la 3.33 las aleaciones A- A_mB_n están formadas por una solución sólida homogénea a de composiciones comprendidas entre los valores A y P. En la 3.34, además de las soluciones sólidas α y β descritas en otros ejemplos tenemos dos soluciones más: la γ_1 y la γ_2 . La fase γ_1 es una solución sólida de componente A en el compuesto intermetálico A_mB_n y la fase γ_2 una solución sólida de componente B en el compuesto intermetálico A_mB_n .

Para mencionar un ejemplo concreto de aleación con compuesto intermetálico, nos referiremos a la aleación magnesio-plomo, representa-

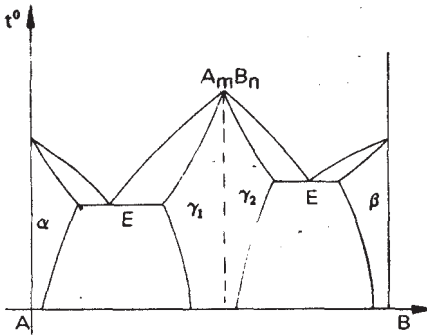


Figura 3-34

da en la figura 3.35. Presenta una solución sólida (α), dos eutécticos (E y E') y un compuesto intermetálico (Mg_2Pb), α es una solución sólida de Pb en Mg. E es un eutéctico formado por α y Mg_2Pb .

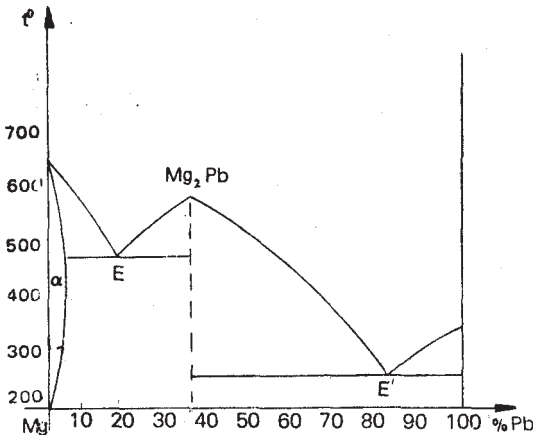


Figura 3-35

ESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS

Para estudiar las propiedades que presentan los diferentes tipos de aleaciones vistas hasta ahora, analizaremos el diagrama de la figura 3.30 que reproducimos aquí para mayor comodidad.

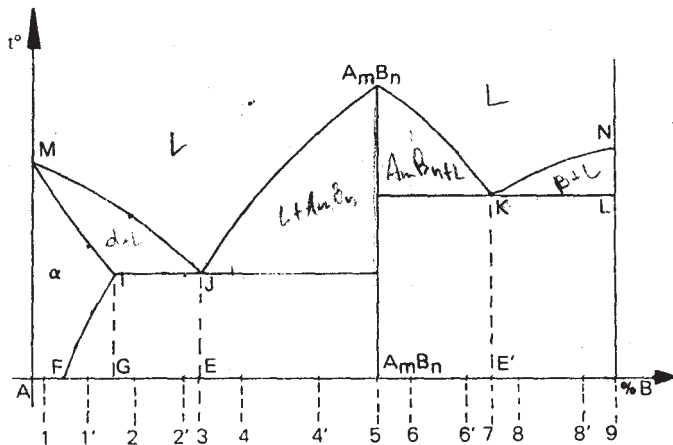


Figura 3-30 bis

La aleación N° 1 es una solución sólida homogénea de baja concentración con buenas condiciones para la deformación plástica, blanda, de poca resistencia mecánica, pero alta tenacidad (resistencia al choque) puesto que no hay interfases. La estructura metalográfica (figura 3.36) muestra granos equiaxiales en su estado de equilibrio estable. Como es un constituyente de nucleación y crecimiento puede recrystalizarse por deformación plástica y recocido.

La aleación N° 1' es también una solución sólida pero con la presencia de una segunda fase en los bordes de grano, segregada durante el enfriamiento en estado sólido a lo largo de la línea IF. Sus propiedades se asemejan en algo a las de la aleación N° 1, con la diferencia de que bajan los valores de tenacidad (ensayo de resiliencia o resistencia al choque) por las interfases introducidas en la estructura (ver figura 3.37).

La aleación N° 2 es una mezcla de cristales de solución sólida y eutéctico. Respecto a las aleaciones anteriores hay un aumento de dureza y resistencia mecánica, perdiendo las condiciones de plasticidad. Los valores de resiliencia (tenacidad) bajan también, puesto que nos encontramos en una estructura bifásica propiamente dicha. Para mejorar esta propiedad debe lograrse una estructura de tamaño de grano pequeño (interfases menos extensas) (figura 3.38).

La aleación N° 2' es semejante a la N° 2, pero al estar más cerca del punto E posee mayor proporción de eutéctico, o sea que los granos de solución sólida son más pequeños y se encuentran en menor cantidad. Se eleva algo la resistencia y disminuye la plasticidad en relación a la aleación N° 2. Mejora la tenacidad por disminuir las superficies de interfase, no siendo de importancia capital el control del tamaño del grano. La colabilidad mejora por poseer menor temperatura de solidificación y menor intervalo entre líquidus y sólidos. La estructura metalográfica se muestra en la figura 3.39.

La aleación N° 3 corresponde al eutéctico $\alpha - A_m B_n$ puro. Es la estructura más fina y homogénea de la serie. Como posee mayor cantidad de borde de grano que cristal propiamente dicho, presentará las características del borde de grano: elevada resistencia y baja plasticidad; baja conductividad y fractura sin clivaje. Por la finura del grano y la ausencia de interfases extensas ofrece alta tenacidad y resistencia a la fatiga. Bajo punto de fusión y buena colabilidad. La estructura de colada es homogénea puesto que no hay intervalo de solidificación alguno (figura 3.40).

La aleación N° 4 se compone de pequeños trozos de compuesto intermetálico $A_m B_n$ en el seno de eutéctico $\alpha - A_m B_n$. Por encontrarse cerca de la composición eutéctica, los trozos de compuesto intermetálico son pocos y de tamaño reducido por lo cual se hacen sentir muy poco sus efectos no-

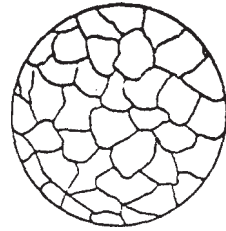


Figura 3-36

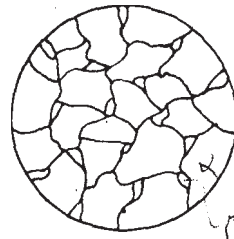


Figura 3-37

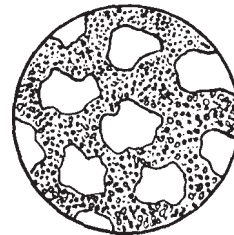


Figura 3-38

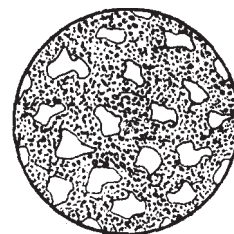


Figura 3-39

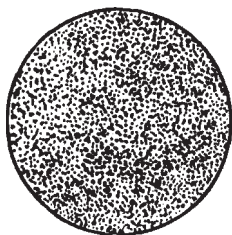


Figura 3-40



Figura 3-41

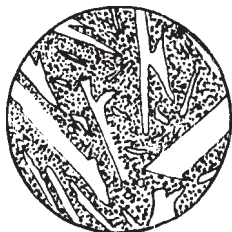


Figura 3-42

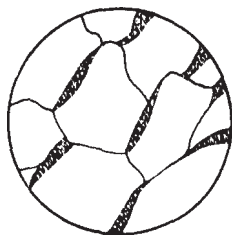


Figura 3-43

civos de dureza y fragilidad. Los pequeños trozos de compuesto intermetálico de gran dureza y resistencia a la abrasión hacen al material apto para fabricar: a) herramientas (el compuesto intermetálico permite penetrar en otros materiales y la matriz de eutéctico de alta tenacidad absorbe las vibraciones de la herramienta); b) materiales antifricción (los trozos de compuesto intermetálico resisten la abrasión y la matriz en bajo relieve retiene el lubricante y absorbe las vibraciones) (figura 3.41).

La aleación N° 4', a pesar de poseer los mismos constituyentes que la 4, presenta propiedades diferentes. En efecto, nos encontramos en una zona del diagrama (figura 3.30) muy cercana a la concentración $A_m B_n$ por lo cual el compuesto intermetálico primario que precipita lo hace en forma de placas grandes que presenta interfaces extensas con la matriz (figura 3.42). El material será, pues, frágil y muy duro. Imposible de maquinar y de deformar plásticamente. Tiene poca aplicación práctica.

La aleación N° 5 está formada teóricamente por compuesto intermetálico puro. Su estructura metalográfica tendría que ser de granos equiaxiales, debería tener gran dureza y resistencia a la abrasión, pero sin fragilidad alguna, puesto que habría una fase única. Su dureza no le permitiría maquinar, pero en estado de colada podría resistir abrasión y choque. En la práctica, lamentablemente, esto no ocurre puesto que no es posible obtener el compuesto intermetálico puro. Existe

siempre en los bordes de grano una pequeña cantidad de eutéctico E o E' (figura 3.30) que fragiliza el material. Esta segunda fase formada en los bordes de grano se hace visible con grandes aumentos en el microscopio. Con bajos aumentos no llega a resolverse y aparece en forma de un borde de grano excesivamente grueso (figura 3.43).

Las aleaciones Nos. 6 y 6' repiten las condiciones citadas para la 4' y 4, respectivamente; se forman con granos de compuesto intermetálico primario en una matriz de eutéctico que, en este caso, es E' ($A_mB_n - B$). Las propiedades de la aleación 6' difieren poco de las del eutéctico puro mientras que en la 6 aparecen una gran dureza y fragilidad.

La aleación N° 7 es un eutéctico E'. Aunque no se lo obtenga puro y aparezca algo de cristales primarios de A_mB_n o de B estos serán tan pequeños que se confundirán con los constitutivos del eutéctico mismo. Gran tenacidad, resistencia mecánica y resistencia a la fatiga. Buena coabilidad y fusibilidad. Poca plasticidad y baja conductividad eléctrica son propiedades de los metales puros y soluciones sólidas de baja concentración pues requieren zonas extensas de cristal metálico regular y simétrico; el eutéctico, en cambio, posee las propiedades de borde de grano características de las estructuras de grano fino. La estructura metalográfica se asemeja a la del eutéctico E de la figura 3.40 correspondiente a la aleación N°3 (figura 3.30).

La aleación N° 8 contiene en su estructura cristales primarios de componente B puro en el seno del eutéctico E'. En el diagrama de la figura 3.30 vemos la aleación N°8 ubicada muy cerca del eutéctico. Por lo tanto los cristales de B puro serán muy pequeños y el material poseerá propiedades muy parecidas a las del eutéctico con los valores de dureza y resistencia algo disminuidos. La estructura metalográfica se asemeja a la de la figura 3.39.

La aleación N° 8', pese a tener los mismos constituyentes que la anterior (8), presentará los cristales de B de tamaño grande, lo cual disminuye mucho la dureza sin aumentar en la misma proporción la plasticidad, pues la presencia de la interfase dificulta la deformación plástica. La resistencia mecánica disminuye por la existencia de las zonas del material ocupadas por los granos del constituyente B. En caso de que la interfase B-E' tenga poca cohesión, disminuirá aún más la resistencia mecánica y se introducirá la propiedad de fragilidad. En estos casos la obtención de estructuras con tamaño de grano relativamente pequeño contribuye a mejorar la resistencia mecánica. La estructura metalográfica se asemeja a la de la figura 3.38.

La aleación N° 9 corresponde al metal puro B. Es la aleación más blanda, plástica y mejor conductora de la electricidad. Su resistencia mecánica y dureza son bajas. En efecto, es una estructura metálica propiamente dicha con retículo cristalográfico regular (sin átomos extraños de soluto), que permite efectuar las deformaciones plásticas con gran facilidad. Como hay poca cantidad de borde de grano —o sea del material de grano fino (resistencia)— están disminuidos. Por tener una fase única no presenta fragilidad; su estructura metalográfica se asemeja a la de la figura 3.36. En este material puede obtenerse una estructura de tamaño de grano algo menor que la que corresponde al equilibrio estable, mediante transformaciones rápidas. En este caso tendremos una resistencia algo mayor, disminuyendo en consecuencia la plasticidad.

Un cuadro ilustrativo de las propiedades correspondientes a los distintos tipos de aleaciones se da en la figura 3.44.

Es un cuadro muy esquemático, para ilustrar tan solo las propiedades distintivas de los diferentes tipos de aleación.